Über die Festigkeitseigenschaften von Stahlguß aus dem sauren Hochfrequenzofen im Vergleich zu anderen Herstellungsverfahren.

*

Von der

Technischen Hochschule zu Breslau zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs genehmigte Dissertation.

Vorgelegt von

Dipl. Ing. Hans Heinrich
aus Leipzig-Lindenau.

Referent:
Prof. Dr. phil. *F. Sauerwald.*

Korreferent:
Prof. *E. Diepschlag.*

Tag der mündlichen Prüfung: 31. Mai 1937.

*

Brandenburg (Havel) 1938

Buch- und Akzidenzdruckerei Friedrich Wolters, Brandenburg (Havel), Altst. Markt 3.

* 43583

R. UNIV.
BIBLIOTHEEK
LEIDEN

Die Arbeit wurde in der Stahlformerei der Fried. Krupp A.-G., Essen, angefertigt. Ich gestatte mir, hiermit der Direktion der Gußstahlfabrik Essen und der Betriebsleitung der Stahlformerei meinen herzlichsten Dank auszusprechen für die wohlwollende Unterstützung, die sie dieser Arbeit angedeihen ließen.

Ueber die Festigkeitseigenschaften von Stahlguß aus dem sauren Hochfrequenzofen im Vergleich zu anderen Herstellungsverfahren.

A. Einleitung und Ziel der Arbeit 7
B. Durchsicht des vorhandenen Schrifttums 8
C. Eigene Untersuchungen 8
1. Versuchsdurchführung 8
2. Untersuchung der unlegierten C-Stähle 9
a) Ergebnisse des Zugversuchs 9
b) Ergebnisse des Kerbschlagversuchs . . . 11
3. Untersuchung der legierten Stähle 13
a) Nickelstähle 14
b) Molybdänstähle 15
c) Chrom-Stähle 15
D. Erklärung für das unterschiedliche Verhalten der einzelnen Stähle 16
1. Einfluß der chemischen Analyse 16
2. Einfluß der Schmelzführung 21
E. Metallographische Untersuchung der Stähle . . . 24
1. Makroskopische Untersuchungen 24
2. Mikroskopische Untersuchungen 25
a) Untersuchung der Einschlüsse 25
b) Untersuchung der Stähle im Gußzustand . . . 25
c) Untersuchung der Stähle im geglühten Zustand 26
d) Untersuchung der Stähle im ölvergüteten Zustand 27
F. Zusammenfassung 27

A. Einleitung und Ziel der Arbeit.

Das Schmelzen im Hochfrequenzofen findet immer weitere Verbreitung, und nachdem es gelungen ist, Oefen mit größerem Fassungsvermögen zu bauen, sind auch Stahlformereien dazu übergegangen, sämtliche vorkommenden Qualitäten ihres Stahlgusses im Hochfrequenzofen zu erschmelzen. In vorliegender Arbeit wird die Verwendungsmöglichkeit dieses Stahles für Gußstücke untersucht und seine Eigenschaften mit denen anderer Stähle verglichen, die nach den bisher üblichen Herstellungsverfahren erschmolzen werden.

Als Vergleichsgrundlage wurde basischer Siemens-Martinstahl gewählt, wie er bei der Fried. Krupp-A.-G. in Essen hergestellt wird. Außerdem wurde noch saurer Kleinbessemer-Stahl in den Vergleich einbezogen, da viele Stahlformgießereien ausschließlich nach diesem Verfahren schmelzen. Es werden je 3 Kohlenstoff- und 3 einfach legierte Stähle gleicher oder annähernd gleicher Analyse, wie sie im laufenden Betriebe erschmolzen werden, in geglühtem und ölvergütetem Zustand mechanisch und metallographisch untersucht. Der Gußzustand wurde zur mechanischen Untersuchung nicht herangezogen, denn heute kommt nomalerweise kein Stahlguß ungeglüht in den Handel, da durch die grundlegenden Arbeiten Oberhoffers[1]) die Gütesteigerung durch Glühen eindeutig festgelegt worden ist. Die Untersuchung der Stähle im vergüteten Zustand soll außer zur Qualitätsfestlegung noch dazu dienen, festzustellen, ob nicht bei einem einfach legierten Stahl das Legierungselement durch eine Warmbehandlung ersetzt werden kann, soweit es das Gußstück erlaubt. Zur Untersuchung der mechanischen Eigenschaften werden der Zerreiß- und der Kerbschlagversuch herangezogen, auf die man sich heute bei der Materialprüfung allgemein beschränkt. Es ist nun bekannt, daß die Ergebnisse der mechanischen Prüfung eines Werkstoffes sehr stark von verschiedenen Faktoren beeinflußt werden. Diese sind besonders der Querschnitt, aus dem die Probe herausgearbeitet wird, und die Warmbehandlung. Deshalb wurden in dieser Arbeit einheitliche Probeklötze verwendet und die Einzelproben immer an den gleichen Stellen entnommen. Um unbeabsichtigte Abweichungen in der Wärmebehandlung auszuschalten, wurden die Probeklötze gleicher

Stahlmarke und verschiedener Herstellungsart immer zusammen behandelt. Die Versuchsergebnisse sind deshalb auch nicht als Spitzenwerte des betreffenden Werkstoffes aufzufassen, sondern sind nur Vergleichswerte für die angegebenen Querschnitte und Wärmebehandlungen. Es kann in dieser Arbeit, die auf betrieblichen Unterlagen aufbaut, also nur der qualitative Einfluß der Herstellungsverfahren auf die Festigkeitseigenschaften festgestellt werden.

B. Durchsicht des vorhandenen Schrifttums.

Im Schrifttum findet sich außer der Angabe von Pölzguter[2]) kein Hinweis über Untersuchungen des Hochfrequenzstahles als Stahlformguß. In neuerer Zeit sind Vergleichsuntersuchungen von Hochfrequenz- und Elektrostahl durchgeführt worden, die jedoch keinerlei Unterschied feststellten.[3]) Auch wurden Güteuntersuchungen von Hochfrequenz-SM-Lichtbogenofen- und Tiegelstahl ausgeführt.[4]) Es handelt sich doch in beiden Fällen nicht um Stahlformguß, sondern um geschmiedeten Stahl. Das Schrifttum über Stahlformguß ist an sich nicht sehr groß. Außer den Veröffentlichungen über reine Betriebserfahrungen beschränkt man sich in den meisten Fällen darauf, allgemeine Angaben über die Wärmebehandlung und die Verwendung der einzelnen Stahlsorten zu geben, oder Analysen und mechanische Werte anzuführen, die außerhalb jeder Vergleichsmöglichkeit liegen.[5—15]) Die wertvollsten Arbeiten sind über Stahlguß bisher die von Körber und Pomp[16—18]) sowie von A. Rys,[19]) auf die im Laufe der Arbeit noch näher eingegangen wird.

C. Eigene Untersuchungen.

1. Versuchsdurchführung.

Zu den Untersuchungen wurden je 3 Kohlenstoffstähle mit 0,20% C (Stahl A—C); 0,30% C (Stahl D—F) und 0,45% C (Stahl G—I); 3 Nickelstähle mit 0,30% C und 1% Ni (Stahl K—M); 3 Molybdänstähle mit 0,15—0,20% C und 0,50% Mo (Stahl N—O) sowie zwei Chromstähle mit 0,40% C und 1,5% Cr (Stahl Q—R) herangezogen. Die genauen Analysen sind aus Zahlentafel 1 zu ersehen. Als Gußstück für sämtliche Stähle wurde ein Probeklotz mit 3 Probestäben von 60 mm

× 50—65 mm Querschnitt und 400 mm Länge gewählt (vergleiche Abb. 1). Jeder Klotz wurde für sich in Trockenguß hergestellt und erkaltete nach dem Guß langsam bis auf 2—300° C. Dann erst wurde die Form ausgeleert. Die Gießtemperaturen wurden einzeln nicht gemessen. Sie waren immer normal und betrugen berichtigt für den

Hochfrequenzstahl	1550 — 60° C
SM-Stahl	1510 — 20° C
Kleinbessemerstahl	1490 — 1510° C.

Die Glühung wurde so gehandhabt, daß die Stücke von Glühtemperaturen an Luft auf 680—700° C abgekühlt wurden und dann im Ofen erkalteten. (Genaue Temperaturen siehe Zahlentafel 2 a—f.)

Zur mechanischen Prüfung wurde von jedem Probeklotz 1 Probestab verwendet, bei dem vorher vom unteren Ende 60 mm zur metallographischen Untersuchung abgetrennt worden waren. 2 Zerreißproben übereinander und 8 Kerbschlagproben (Nr. 1—8) in 2 Reihen übereinander wurden über den Querschnitt verteilt (s. Abb. 2 und 3). Die Schliffbilder wurden von der Schnittfläche des abgetrennten Stükkes angefertigt. Hierbei ist zu bemerken, daß sich die Mikrobilder auf den Punkt P (20 mm vom Rand entfernt) beziehen (s. Abb. 2). Die Meßlänge des Zerreißstabes betrug 60 mm bei 12 mm Durchmesser. Als Kerbschlagprobe wurde die DVMR-Probe verwendet.

2. Untersuchung der unlegierten C-Stähle.

a) Ergebnisse des Zugversuchs.

Der Zugversuch der Stähle A—C (0,20 C) zeigt für Zugfestigkeit und Streckgrenze im geglühten und vergüteten Zustand einen langsamen Anstieg vom Hochfrequenzstahl A zum Kleinbessemerstahl C (s. Abb. 4 und Zahlentafel 2 a). Hierfür sind wohl der steigende C-Gehalt (0,20—0,22%) und Mn-Gehalt (0,70—0,84%) verantwortlich zu machen. Die Zugfestigkeit der vergüteten Stähle liegt ca. 3 Kg höher als die der geglühten Stähle, während die Streckgrenze durch die Vergütung um ca. 8 Kg erhöht wird. Die obere Probe zeigt für beide Behandlungen etwas höhere Werte als die untere. Dies ist höchstwahrscheinlich auf die langsame Erstarrung nach dem Guß und dadurch bedingte Seigerungen zurückzuführen. Die Dehnung hat im Gegensatz

zur Zugfestigkeit und Streckgrenze vom Stahl A zum Stahl C fallende Tendenz (s. Abb. 4 und Zt. 2 a), wobei ein Unterschied zwischen den vergüteten und geglühten Proben nicht klar zu erkennen ist. Es zeigen sich jedoch ebenfalls geringe Unterschiede zwischen der oberen und unteren Probe. Die Einschnürung zeigt schwankende Werte. Dies liegt in der Natur des Stahlgußes. Es ist auch bekannt, daß bei Stahlguß aus den Einschnürungswerten keine Schlüsse auf die Güte der einzelnen Stähle zu ziehen sind, da geringe Sandeinschlüsse vorhanden sein können, die zwar den Gebrauchswert des Gußstückes nicht schmälern, aber großen Einfluß auf die Einschnürung haben.[16], [17])

Die Stähle D und F (0,30 C) haben praktisch die gleiche Zugfestigkeit, während der SM.-Stahl E etwas niedriger liegt. Dasselbe gilt auch für die Streckgrenze, wobei jedoch Stahl F am höchsten liegt (s. Abb. 5 und Zt. 2 b). Dies scheint wiederum auf den höheren Mn-Gehalt (0,83%) zurückzuführen zu sein. Die Unterschiede zwischen geglühten und vergüteten Proben liegen gegenüber den Stählen A—C (0,20 C) mit 7 Kg für die Zugfestigkeit und ca. 12 Kg für die Streckgrenze höher. Der höhere C-Gehalt wirkt sich also in einer besseren Vergütung aus (Verringerung der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit). Die Dehnung der Stähle D—F entspricht im entgegengesetzten Sinne dem Verhalten der Zugfestigkeit und Streckgrenze. Einer niedrigen Festigkeit ist also eine höhere Dehnung zugeordnet und umgekehrt. Die Einschnürung schwankt wie bei Stahl A—C.

Die Stähle G—I (0,45 C) zeigen im vergüteten Zustand für den Zugversuch ein den Stählen D—F (0,30 C) ähnliches Verhalten (s. Abb. 6 und Zt. 2 c). Die geglühten Proben zeigen für die Streckgrenze und Zugfestigkeit nicht die bei den anderen Stählen beobachtete Parallele. Die Schwankung ist aber nicht groß und liegt in den Versuchsgrenzen. Dehnung und Einschnürung sind normal. Bemerkenswert ist, daß die Spanne zwischen geglühten und vergüteten Werten bei der Zugfestigkeit auf ca. 8,5 Kg und bei der Streckgrenze auf ca. 14 Kg gestiegen ist. Die Ursache für diese Erscheinung ist ebenfalls wieder in der weiteren Erhöhung des C-Gehaltes zu suchen; und in der Tatsache, daß der durch die Vergütung hervorgerufene feine Verteilungsgrad der Karbide sich stets stärker auf die Streckgrenze als auf die Zugfestigkeit auswirkt.

In Abb. 7 (vergl. auch Zt. 3) ist die Steigerung der Zugfestigkeit und Streckgrenze durch eine Oelvergütung für die Stähle A—I graphisch aufgeführt (Mittelwerte). Eine Ab-

hängigkeit vom Schmelzverfahren läßt sich nicht erkennen. Dasselbe gilt für die Abb. 8, wo die Ergebnisse des Zugversuchs in Abhängigkeit vom C-Gehalt für die Stähle A—I aufgeführt sind. Es zeigt sich vielmehr eine deutliche Beeinflussung der Werte durch den C-Gehalt. Zugfestigkeit und Streckgrenze steigen mit dem C-Gehalt, Dehnung und Einschnürung fallen. Weiterhin zeigt sich auch der bereits erwähnte Einfluß der Warmbehandlung auf Festigkeit und Streckgrenze, der sich bei höherem C-Gehalt noch verstärkt.

Eine gleichzeitige Beeinflussung der Dehnung durch die Warmbehandlung läßt sich nicht erkennen. Für die Einschnürungswerte gilt das bereits weiter oben Gesagte. Allgemein zeigen die Kurven der Abb. 8 für die geglühten Stähle gute Uebereinstimmung mit den von Körber und Pomp[16],[17]) angegebenen Werten. Die etwas abweichenden Werte für geglühten Elektrostahlguß von Knipp[20]) sind zum Vergleich in Abb. 8 eingetragen und liegen bei gleicher Dehnung mit der Zugfestigkeit und Streckgrenze über den Werten, die bei vorliegender Untersuchung gefunden wurden. Da jedoch genaue Analysen fehlen, und auch nicht angegeben wurde, aus welchem Gußquerschnitt die Proben herausgearbeitet worden sind, lassen sich aus den Werten keinerlei Schlüsse ziehen, die für eine allgemein höhere Festigkeit und Streckgrenze des Elektrostahlgusses sprechen.

Der allgemein gering bewertete Kleinbessemerstahlguß[21], [22]) fügt sich gut in das Bild ein, und seine Werte liegen teilweise sogar über denen von Stahlguß aus dem Hochfrequenzofen, wie auch Abb. 4—6 zeigen, obwohl die Proben aus einem größeren Querschnitt stammen, als gewöhnlich für Kleinbessemerstahl üblich ist. Die von K. Daeves[23]) auf Grund von Großzahlforschung zwischen gewalzten Thomas-, Bessemer- und SM-Stählen für die Blasverfahren gefundene größere Dehnung (2%) und Einschnürung läßt sich bei vorliegenden Untersuchungen nicht erkennen. Dies kann einmal daran liegen, daß es sich hier um Stahlguß handelt, zum anderen daran, daß die Anzahl der Werte nicht groß genug ist, um den geringen Unterschied von 2%, den Daeves[23]) gefunden hatte, klar hervortreten zu lassen.

b) Ergebnis des Kerbschlagversuchs der unlegierten Stähle.

Wie bereits erwähnt, wurden von jedem Probeklotz 8 Kerbschlagproben (Nr. 1—8) in 2 übereinanderliegenden

Reihen zu 4 Stück entnommen. Der Stahl A (0,20 C) zeigt gleichmäßige Werte für die geglühten Proben, die durch die Vergütung eine Steigerung von 70% erfahren (s. Abb. 9 und Zt. 4 a). Die Werte der vergüteten Proben zeigen in der Mitte des Probestabes (Einzelprobe Nr. 3 und 7) einen geringen Abfall, der auf Seigerungen oder auf eine geringere Durchvergütung zurückzuführen ist, die durch den niedrigen C-Gehalt bewirkt wird. (Große kritische Abkühlungsgeschwindigkeit.) Bei Stahl B (0,20 C SM) und C (0,20% C Kb) verhalten sich die einzelnen Proben untereinander ähnlich wie bei Stahl A. Die geglühten Proben zeigen für Stahl A, B, C praktisch die gleichen Werte. Hingegen liegen die Werte der Oelvergütung bei Stahl B niedriger als bei Stahl A (Hf) und bei Stahl C (Kb) niedriger als bei Stahl B (siehe Abb. 9—11 und Zt. 4 a). Es zeigt sich also eine Abhängigkeit vom Schmelzverfahren dahingehend, daß der saure Hochfrequenzstahl bei gleichen Werten im geglühten Zustand eine wesentlich höhere Kerbzähigkeit durch die Oelvergütung bekommt, also besser auf eine Warmbehandlung anspricht als der SM- und der Kleinbessemerstahl.

Bei den Stählen D—F (0,30 C) liegt die Kerbzähigkeit niedriger als bei den Stählen A—C (s. Abb. 12—14 und Zt. 4a). Dies war zu erwarten, da die Kerbzähigkeit mit steigendem C-Gehalt fällt. Auffallend ist auch hier wieder, daß der Hochfrequenzstahl D (s. Abb. 14) nach der Vergütung eine wesentlich höhere Kerbzähigkeit aufweist als die beiden anderen Stähle E und F, die ihrerseits auch wieder Unterschiede zeigen (s. Abb. 13—14). Im geglühten Zustand zeigen die Stähle D—F ebenfalls Unterschiede. Während die Stähle D und E wie A—C gleich sind, hat besonders der Kleinbesemerstahl F gegenüber den anderen Stählen eine niedrige Kerbzähigkeit. Dadurch bekommt der ölvergütete Stahl F prozentual durch die Vergütung eine stärkere Erhöhung der Kerbzähigkeit als der Hochfrequenzstahl D, während er absolut genommen innerhalb der Stahlgruppe D—F mit der Kerbzähigkeit an letzter Stelle steht (siehe Abb. 12—14, Zt. 4 a).

Die Stähle G—I (0,45 C) zeigen im geglühten Zustand genau wie die Stähle A—C (0,20 C) praktisch keinen Unterschied (s. Abb. 15—17 und Zt. 4 a). Die Kerbzähigkeit liegt wieder niedriger als bei den Stählen D—F (0,30 C) wegen des erhöhten C-Gehaltes. Nach der Oelvergütung tritt ebenfalls, wie bei Stahl A und D festgestellt, eine starke Erhöhung der Kerbzähigkeit des Hochfrequenzstahles G in Erscheinung (s. Abb. 15, Zt. 4 a). Die Tendenz der Abhän-

gigkeit vom Schmelzverfahren für die vergüteten Stähle kommt noch deutlicher zum Ausdruck, wenn man die Mittelwerte der einzelnen Werte betrachtet. In Abb. 4—6 sind die der Proben 1—4 und 5—8 für die einzelnen Stähle angegeben, während in Abb. 26 und 27 die Mittelwerte 1—8 in Abhängigkeit vom C-Gehalt aufgetragen sind. Bei den geglühten Proben läßt sich ein Einfluß des Schmelzverfahrens auf die Höhe der Kerbzähigkeit nicht erkennen. Die Werte liegen bis auf den Stahl F für jede Stahlgruppe dicht zusammen. Für die vergüteten Stähle zeigen die Kurven dagegen einwandfrei die Ueberlegenheit der sauren Hochfrequenzstähle gegenüber den SM- und Kleinbessemerstählen, wobei die SM-Stähle ihrerseits auch wieder einen deutlichen Abstand von den Kleinbessemerstählen haben. In Abb. 30 a—c ist die Erhöhung der Kerbzähigkeit durch die Oelvergütung in %, bezogen auf den geglühten Zustand für die Stähle A—I aufgetragen. Auch hier fügt sich der Kleinbessemerstahl F nicht in das Bild ein.

Aus dem Bruch der Kerbschlagproben ist zu ersehen, daß durch die Vergütung der Sehne-Anteil in dem Bruch wächst. Zumindest wächst aber bei körnigem Bruch der Verformungsgrad des an die Bruchfläche angrenzenden Materials (s. Zt. 4). Daraus geht hervor, daß die Hochlage der Kerbzähigkeits-Temperaturkurve durch die Vergütung erheblich nach links, also zu tieferen Temperaturen, hin verschoben wird. Die geringere Veränderung der Stähle höheren C-Gehalts spricht für einen flacheren Verlauf der Kurve, wie allgemein für härtere Stähle bekannt ist. Nach den Unterschieden zu urteilen, die bei den einzelnen Stählen auftreten, scheint die Hochlage der Kerbzähigkeit bei den sauren Hochfrequenzstählen

1. sich bis zu tieferen Temperaturen zu erstrecken;
2. auch höher zu liegen

als diejenige der SM- und Kleinbessemerstähle. Körber und Pomp[17]) untersuchen das Verhalten von Stahlguß in der Wärme. Die dabei erhaltenen Kurven weisen ein ähnliches Verhalten des Elektrostahles auf. Es handelt sich hierbei jedoch nicht um Hochfrequenz-, sondern um Lichtbogenofenstahl.

3. Untersuchung der legierten Stähle.

Um zu prüfen, ob Legierungen diese Erscheinung unterdrücken oder begünstigen, wurden je 3 Ni-, Mo- und 2 Cr-

Stähle in der gleichen Weise wie die Kohlenstoffstähle untersucht.

a) Nickelstähle.

Bei den Ni-Stählen K—M gibt der Zugversuch für die Zugfestigkeit und parallellaufend für die Streckgrenze im vergüteten und geglühten Zustand einen Anstieg vom Stahl K (Hf) zu Stahl L (SM) und einen geringen Abfall zu Stahl M (Kb) (s. Abb. 29 und Zt. 2 d). Dieser ist durch Unterschiede in der Analyse zu erklären. C- und Mn-Gehalt verlaufen ähnlich; so z. B. Stahl K—M 0,27; 0,33; 0,32% C und 0,64; 0,95; 0,83% Mn. Die Dehnung zeigt das entgegengesetzte Verhalten. Sie fällt von Stahl K zu Stahl L, um bei Stahl M wieder zu steigen. Die Steigerung von Zugfestigkeit und Streckgrenze durch die Oelvergütung entspricht prozentual den unlegierten Stählen gleichen C-Gehaltes (siehe Zt. 3). Der Zugversuch ergibt also ohne Rücksicht auf das Schmelzverfahren eine klare Abhängigkeit von der Analyse, wie die unlegierten Stähle. Ein Einfluß des Nickels läßt sich nicht einwandfrei erkennen. Im geglühten Zustand liegt der Ni-Stahl für die Zugfestigkeit und Streckgrenze um ca. 5 Kg höher (s. Zt. 3).

Der Vorteil des Ni-Zusatzes ist jedoch bei der Kerbzähigkeit zu erkennen. Die Werte der unteren und oberen Probenreihe liegen bei den vergüteten Proben gleichmäßiger als die Kohlenstoffstähle (vgl. Zt. 4 b und Abb. 18—20). Dies läßt auf eine bessere Vergütung schließen, die durch den Ni-Zusatz bewirkt wird, worauf schon A. Rys[19]) hinweist. Auch liegen die Durchschnittswerte 1—8 der vergüteten Proben höher als die Werte der entsprechenden unlegierten Stähle D—F (0,30 C) (s. Zt. 4 a und b). Sehr ungleichmäßige Kerbzähigkeitswerte zeigt der Kleinbessemerstahl M, vor allen Dingen für die geglühten Proben (s. Abb. 20). Betrachtet man die Kerbzähigkeiten hinsichtlich des Herstellungsverfahrens, so fällt auch hier wieder auf, daß die Kerbzähigkeit des Hochfrequenzstahles K gegenüber den anderen Stählen durch die Vergütung stark erhöht wird (s. Abb. 18). Die Erhöhung ist viel zu stark, als daß sie vielleicht durch den geringen C-Gehalt des Stahles K (0,27% gegen 0,33—0,32% C bei Stahl L und M) bedingt ist. Es zeigt sich also dieselbe Tendenz der Abhängigkeit vom Schmelzverfahren, wie sie schon bei den C-Stählen festgestellt wurde. Weiterhin zeigt der Kleinbessemerstahl M durch die Vergütung genau wie Stahl F (0,30% C Kb) prozentual, nicht absolut, eine noch stärkere Erhöhung (150%) als

der Hochfrequenzstahl K (vgl. auch Abb. 28 d). Es hat den Anschein, als ob dieser Effekt nicht auf einer Zufälligkeit beruht, sondern mit dem Kleinbessemerverfahren eng zusammenhängt.

b) Molybdänstähle.

Die Zugfestigkeit und Streckgrenze der Stähle N, O, P zeigen ebenfalls den Einfluß des C- und Mn-Gehalts. Sie fallen also im geglühten und vergüteten Zustand von Stahl N (Hf) zu Stahl O (SM), um bei Stahl P (Kb) wieder zu steigen (s. Abb. 30 und Zt. 2 e und 1). Die Dehnung zeigt mit Ausnahme von Stahl N (Hf) das entsprechende Verhalten. Ein Vergleich mit den entsprechenden unlegierten Stählen A—C (0,20 C) zeigt für den geglühten Zustand keine wesentlichen Unterschiede (s. Zt. 2 a und e). Bei den vergüteten Proben zeigt sich der Einfluß des Mo durch Erhöhung des Verhältnisses von Streckgrenze zu Zugfestigkeit (s. Zt. 3). Ein Einfluß des Schmelzverfahrens ist also nicht zu erkennen. Der Stahl N (Hf) ist fehlerhaft. Dies zeigt sich auch bei den Werten der Einschnürung und noch mehr bei der Kerbzähigkeit (s. Abb. 30, 21 und Zt. 4 b). Die Kerbzähigkeitswerte liegen derart niedrig, daß sie leider nicht in den Vergleich einbezogen werden können. Außerordentlich gute Kerbzähigkeiten zeigt der Stahl O (SM). Dies liegt teilweise wohl auch an dem niedrigen C-Gehalt (0,16% gegen 0,20%). Weiterhin fällt auf, daß die vergüteten Kerbschlagproben eine sehr große Erhöhung gegenüber den geglühten aufweisen. Selbst die Werte des Kleinbessemerstahles P werden um 100% erhöht (s. Abb. 21—23 und 28 e). Diese Erscheinung ist auf das Legierungselement zurückzuführen, da Mo wie bereits erwähnt, die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit sehr stark herabsetzt und damit die Durchhärtung beim Vergüten stark erhöht. Die Abb. 28 e zeigt weiterhin große Aehnlichkeit mit den Kurven der Abb. 28 b und d, die auch bei Stahl P auf ein besonderes Verhalten der Kleinbessemerstähle im geglühten Zustand schließen läßt.

c) Chromstähle.

Bei den Cr-Stählen wurde nur ein Hf- und ein Kb-Stahl (Stahl Q und R) untersucht, da zur Zeit der Untersuchung gerade kein SM-Stahl vorhanden war. Die Zugfestigkeit und Streckgrenze steigen im geglühten und vergüteten Zustand von Stahl Q zu Stahl R entsprechend dem steigenden C- und Mn-Gehalt (0,40—0,42% C; 0,74—0,90% Mn. Die Deh-

nungswerte sowie die Einschnürung verlaufen entgegengesetzt (s. Abb. 31, Zt. 2 f). Eine Abhängigkeit vom Schmelzverfahren läßt sich nicht erkennen. Der Cr-Gehalt wirkt ähnlich wie der Mo-Zusatz auf die Durchhärtung bei der Vergütung. Die Streckgrenzensteigerung bei der Vergütung beträgt 60 und 43% (s. Zt. 3). Noch besser kommt dieser Einfluß des Cr bei der Kerbzähigkeit zum Ausdruck (s. Abb. 24, 25, 31). Die Steigerung gegenüber den geglühten Proben beträgt bei dem Stahl R 200% (s. Abb. 28 f). Wenn auch der SM-Stahl fehlt, so ist doch recht deutlich die Ueberlegenheit des sauren Hochfrequenzstahles erkennbar. Er folgt also auch der Tendenz, die bereits bei den übrigen Stählen festgestellt werden konnte. Im Vergleich mit dem entsprechenden unlegierten Stählen G—I (0,45 C) zeigen die Cr-Stähle eine etwas größere Kerbzähigkeit (s. Zt. 4 a und b), also eine bessere Durchvergütung als Folge des Einflusses von Cr auf die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit. Da der Cr-Zusatz hauptsächlich hinzulegiert wird, um Verschleißfestigkeit zu erzeugen, deren Höhe aus den hier angewandten Prüfverfahren nicht ersichtlich ist, erübrigt sich ein Vergleich mit den Eigenschaften der unlegierten Stähle, um ev. das Cr durch eine Oelvergütung zu ersetzen.

Zusammenfassend läßt sich über die Untersuchung der einfach legierten Stähle sagen, daß der bereits bei den C-Stählen gefundene Einfluß des Schmelzverfahrens auf die Kerbzähigkeit der vergüteten Stähle bestätigt wird. Der saure Hochfrequenzstahl zeigt also ebenfalls nach der Oelvergütung eine größere Kerbzähigkeit als die Stähle der anderen Herstellungsverfahren. Es soll nun im folgenden geklärt werden, worauf die Ueberlegenheit des sauren Hochfrequenzstahles und die sonstigen Unterschiede zwischen den Stählen der verschiedenen Herstellungsverfahren zurückzuführen sind.

D. Erklärung für das unterschiedliche Verhalten der einzelnen Stähle.

1. Einfluß der chemischen Analyse.

Als erstes gilt es, die auffallend niedrige Kerbzähigkeit der Bessemerstähle F (0,30 C), M (Ni) und P (Mo) gegenüber der normalen der Stähle C (0,20 C), I (0,45 C) und R (Cr) im geglühten Zustand zu erklären (s. Zt. 4). Da sich die Kleinbessemerstähle von den übrigen Stählen haupt-

sächlich in der Phosphoranalyse (s. Zt. 1) unterscheiden, ist es naheliegend, diese Erscheinung damit in Zusammenhang zu bringen. Abb. 32 a und b zeigt die Kerbzähigkeit (Mittelwerte 1—8) der geglühten und vergüteten Stähle in Abhängigkeit vom P-Gehalt. Wenn man von den besonderen Umständen der Stähle N—P (Mo) und G—I (0,45) absieht (Stahl H ist im sauren SM-Ofen erschmolzen und der Stahl N ist fehlerhaft), zeigen die Kurven für die vergüteten Stähle keinerlei Abhängigkeit. So haben z. B. die Hochfrequenzstähle mit höherem P-Gehalt (s. Zt. 1) eine bessere Kerbzähigkeit als die basischen SM-Stähle mit niedrigem P-Gehalt. Dies steht im Einklang mit den Feststellungen von W. Beckers[24]) und R. Hilger[25]), die Stahlguß der Normgüte 38,81—60,81 auf den Einfluß von P untersuchten. Sie fanden einen ausgesprochenen Einfluß erst bei Gehalten über 0,1% P. Bei den geglühten Stählen lassen sich dagegen deutlich 2 Gruppen unterscheiden. Bei der einen Gruppe (0,20 C; 0,45 C; Cr) verlaufen die Kurven fast wagerecht, zeigen also keine ausgesprochene Abhängigkeit vom P-Gehalt. Die andere Gruppe dagegen (0,30 C; Ni; Mo) zeigt abfallende Kurven mit steigendem P-Gehalt. Es stellte sich nun heraus, daß die Gruppe 1 (0,20 C; 0,45 C; Cr) in einem Ofen geglüht war, dessen Abkühlungsgeschwindigkeit bei ca. 40—50° c pro Stunde lag. Die Gruppe 2 (0,30 C; Ni; Mo) dagegen war mit nur 20° C/h abgekühlt worden. Es ist nun sehr wahrscheinlich, daß die Abhängigkeit der Kerbzähigkeit vom P-Gehalt nur scheinbar ist, und bei der langsamen Abkühlung auf eine Ausscheidungssprödigkeit zurückzuführen ist, die allerdings durch den P-Gehalt hervorgerufen werden kann. Bennek[26]) findet bei Cr-Ni-Stählen schon bei 0,06% P eine wesentliche Verschlechterung der Kerbzähigkeit, die mit steigendem P-Gehalt noch wächst. Bei 0,1 P ist es ihm gelungen, freies Phosphid im Schliffbild nachzuweisen, ein Beweis, daß in den Kristallen größere Konzentrationen auftreten können, als die Durchschnittsanalyse angibt. Für einen reinen Kohlenstoffstahl mit 0,28% C (Hochfrequenzstahl) findet er bei 75-fachem Verschmiedungsgrad nach der Oelvergütung und Anlassen mit Ofenabkühlung nur eine geringfügige Verringerung der Kerbzähigkeit und schließt daraus, daß bei reinen C-Stählen durch Phosphidausscheidungen keine Anlaßsprödigkeit hervorgerufen wird. Im Gegensatz hierzu steht eine Angabe von K. Daevers,[23]) der als Eigentümlichkeit von gewalzten Thomasstählen (mit 0,05—0,08% P) bei Normalglühen eine Verschlechterung der Kerbzähigkeit feststellt. Diese Eigentümlichkeit kann viel-

leicht auch auf eine Phosphidausscheidung zurückgeführt werden. Da nun einerseits der Stahlguß aus der Bessemerbirne eine schwankende Kerbzähigkeit im geglühten Zustand zeigt (s. Zt. 4 a, b) und andererseits gerade der Stahlformguß mit seiner geringen Abkühlungsgeschwindigkeit besonders geeignet ist, P-Seigerungen auftreten zu lassen, wurde eine besondere Versuchsreihe aufgestellt, um zu prüfen, ob die geringe Kerbzähigkeit des Bessemerstahles auf eine Ausscheidungssprödigkeit zurückzuführen ist, die ihrerseits wieder durch die Abkühlungsgeschwindigkeit reguliert wird. Um die Wirkung des P besonders hervortreten zu lassen, wurde ein Stahl mit geringem C-Gehalt und folgender Analyse gewählt:

0,12 C; 0,23 Si; 0,50 Mn; 0,068 P; 0,017 S.

Von 2 Probeklötzen, aus einer Charge nach der oben angegebenen Art gegossen, wurden 6 Probestäbe verschiedenen Wärmebehandlungen unterworfen und dann auf Festigkeit und Kerbzähigkeit geprüft. Die Lage der Einzelproben im Probestab entspricht der üblichen Anordnung (s. Abb. 2 und 3). Die genauen Angaben über die verschiedenen Wärmebehandlungen sind aus der Zt. 5 zu ersehen.

Die Zugfestigkeit ist bei der Behandlung 1 (930/Luft) und bei der Behandlung 2 (930/Luft, 650/Luft) praktisch gleich. Sie steigt dann etwas bei der Behandlung 3 (930/Luft, 650/H_2O) und fällt über Behandlung 4 (930/Luft, 650/Ofen) zu den Behandlungen 5 (930/Ofen) und 6 Gußzustand), die beide ebenfalls wieder praktisch gleich sind (s. Zt. 5 und Abb. 33). Die Streckgrenze verläuft bis auf Behandlung 5 (930/Ofen), die niedriger liegt, bei allen Proben der Zugfestigkeit parallel (s. Zt. 5 und Abb. 33). Die Dehnung und Einschnürung laufen entgegengesetzt der Zugfestigkeit und Streckgrenze (s. Abb. 34 und Zt. 5). Der Zugversuch zeigt deutlich die bekannten Zusammenhänge zwischen Festigkeit, Streckgrenze, Dehnung und Einschnürung. Die angelassenen Proben der Behandlungen 2, 3, 4 sollten eigentlich beim Zugversuch dieselben Festigkeitswerte aufweisen, da sie unterhalb des Umwandlungspunktes geglüht wurden. Es zeigt sich jedoch recht deutlich der Einfluß der C-Löslichkeit im α-Eisen. Vor allem ist dies aus dem Härteanstieg der Behandlung 3 (930/Luft, 650/H_2O) ersichtlich.

Die Kerbzähigkeiten ergeben ein sehr seltsames Bild. Die Behandlung 1 (930/Luft) zeigt in der Randzone Kerbzähigkeiten, die ca. 30% höher liegen als in der Mitte (siehe Zt. 6 und Abb. 35). Dieselbe Erscheinung läßt sich bei der

Behandlung 2 (930/Luft) und 3 (930/Luft, 650/H_2O) feststellen, wobei die bei der Behandlung 3 im Mittel erniedrigte Kerbzähigkeit auf die C-Löslichkeit im α-Eisen zurückzuführen ist (s. Zt. 6 und Abb. 36, 37). Einen sehr starken Abfall vom Rand zur Mitte zeigt die Behandlung 4 (930/Luft, 650/Ofen).

Die Kerbzähigkeit beträgt in der Mitte nur 25% der Randzonenwerte und hat damit praktisch die niedrigen Werte der Behandlungen 5 (930/Ofen) und 6 (Gußzustand) erreicht. Der Gußzustand liegt in der Randzone sogar noch etwas besser als die Behandlung 5 (s. Zt. 6 und Abb. 38—40). Das Bruchaussehen entspricht der Höhe der Kerbzähigkeit und ist aus Zt. 7 zu ersehen.

Betrachtet man die Durchschnittswerte der Einzelkerbschlagproben 1—8, so fallen nur die Behandlung 5 (930/Ofen) und 6 (Gußzustand) aus dem Rahmen heraus (s. Zt. 6). Nimmt man jedoch die Mittelwerte der Einzelproben 3+7 und 2+3+6+7, so ergibt sich schon ein anderes Bild. Der Mittelwert von 3+7 der Behandlung 4 (930/Luft, 650/Ofen) nähert sich dem Gußzustand, während diejenigen der Behandlungen 1, 2, 3 zusammen liegen und fast 3 mal so hoch sind (s. Zt. 6 und Abb. 41). Noch niedriger und praktisch gleich sind die Werte der Behandlung 5 (930/Ofen) und des Gußzustandes, obwohl das Gefüge gegenüber dem Gußzustand durch das Glühen feinkörnig geworden ist (s. Zt. 7). Dies ist eine Parallele zu dem Befund von K. Daeves[23]) beim Glühen von Thomasstählen.

Nach der Abb. 41 lassen sich also deutlich 2 Gruppen unterscheiden. Gruppe 1 (Behandlungen 1, 2, 3 mit schneller Abkühlung und hoher Kerbzähigkeit und Gruppe 2 (Behandlung 4, 5, 6) mit langsamer Abkühlung und niedriger Kerbzähigkeit.

Daß es sich bei der in der Gruppe 2 auftretenden Sprödigkeit um einen Effekt handelt, der unterhalb der γ-α-Umwandlung auftritt, geht deutlich aus einem Vergleich der Behandlungen 1+2 (930/Luft) und 4 (930/Luft, 650/Ofen) hervor (s. Abb. 41). Für einen solchen Effekt kommt aber bei der vorliegenden Analyse nur der Phosphor als Ursache in Betracht, da er unterhalb der γ-α-Umwandlung noch Phosphidausscheidungen aufweist, wie Abb. 42 zeigt. Wie bereits erwähnt, liegen die Werte der Außenzone entschieden höher als die Innenwerte. Die entsprechend entnommenen Phosphoranalysen zeigen jedoch keinen Unterschied (s. Zt. 8). Es scheinen demnach erhebliche Phosphorseigerungen innerhalb der Kristalle zu bestehen, die

sich mit der chemischen Durchschnittsanalyse nicht erfassen lassen. Die allgemeinen Unterschiede zwischen den langsam abgekühlten Proben der Behandlungen 4, 5, 6 und den schnell abgekühlten der Behandlungen 1, 2, 3 lassen sich durch die unterschiedliche Wärmebehandlung erklären; und zwar scheinen die Phosphid-Ausscheidungen in dem feinen Korn der luftabgeschreckten Außenzone nicht aufzutreten. In dem feinen Korn bilden sich keine Kristallseigerungen, so daß die Löslichkeit von Phsphor im α-Eisen nicht überschritten wird, also keine Ausscheidungen stattfinden. Die abschreckende Wirkung der Luftabkühlung reicht bei der Analyse des untersuchten Stahles nur bis zu einer Tiefe von ca. 10 mm. Dies ersieht man deutlich aus den Werten der Behandlung 4 (930/Luft, 650/Ofen), wo die Kerbzähigkeit der Außenzone erhalten bleibt, während im Innern die Ausscheidung sich ungehindert vollziehen kann. Durch Legierungszusätze, welche die Härtetiefe erhöhen, oder ein anderes Abschreckmittel könnte die Ausscheidung vielleicht unterdrückt werden, selbst bei größeren Wandstärken. Hiermit ist auch zu erklären, weshalb Bennek[26]) bei den unlegierten Stählen keinen Ausscheidungseffekt gefunden hat. Die Oelablöschung reichte aus, um eine Versprödung, d. h. eine Kristallseigerung verbunden mit Phosphidausscheidungen in den an sich durch Verschmiedung schon feinkörnigen Proben von 12 mm zu unterdrücken. Gleichzeitig wird damit auch erklärt, daß die Kerbzähigkeit der Kleinbessemerstähle C, F, I, M, P und R im vergüteten Zustand keine Abhängigkeit vom P-Gehalt aufweisen (siehe Abb. 32).

Aus diesen Untersuchungen ist also zu ersehen, daß auch bei unlegierten Stählen durch Phosphor Ausscheidungssprödigkeit hervorgerufen werden kann, und schlechte Kerbzähigkeit bei gut desoxydierten Bessemerstählen hierauf zurückgeführt werden müssen. Für Gußstücke aus Kleinbessemerstahl mit einer Wandstärke bis zu 65 mm, entsprechend der verwendeten Proben, ist also folgende Warmbehandlung zu empfehlen:

1. Glühen ca. 50^0 über der G-O-S-Linie;
2. Abkühlen mit einer Geschwindigkeit von mehr als 40^0 C/h.

Durch vorliegende Untersuchung ist die schwankende Kerbzähigkeit der Kleinbessemerstähle im geglühten Zustand einwandfrei geklärt. Es bleibt nun noch die unterschiedliche Kerbzähigkeit der verschiedenen Stähle im ver-

güteten Zustand zu klären. Das ausschließliche Auftreten der Kerbzähigkeitsunterschiede im vergüteten Zustand weist schon darauf hin, daß Stähle der verschiedenen Herstellungsverfahren eine unterschiedliche kritische Abkühlungsgeschwindigkeit besitzen, die bei der Ofenabkühlung in keinem Fall überschritten wird und deshalb erst bei einer schnelleren Abkühlung, wie z. B. der Oelabkühlung zur Geltung kommt. Bekannt ist, daß Legierungszusätze die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit verändern. Es ist jedoch nicht anzunehmen, daß Restmetalle wie Ni oder Cr etc. die höhere Kerbzähigkeit der Hochfrequenzstähle hervorrufen, da sie sich mehr oder weniger in sämtlichen Stählen befinden (s. Zt. 1) und außerdem die legierten Stähle dieselbe Abhängigkeit vom Schmelzverfahren aufweisen. Auch der Gasgehalt hat keinen Einfluß (s. Zt. 9 und Abb. 43).

2. Einfluß der Schmelzführung.

Eine weitere Möglichkeit der Beeinflussung der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit kann auch direkt oder indirekt durch die verschiedenen Einsätze und Desoxydationsarten gegeben werden. Die Einsätze unterscheiden sich nur durch die verschieden großen Mengen von Roheisen, die jedoch für das Schmelzverfahren unbedingt benötigt werden und deshalb unlösbar damit verknüpft sind. Da nun trotz der unterschiedlichen Roheisenmenge die Endprodukte denselben C-Gehalt haben, ergibt sich für die verschiedenen Herstellungsverfahren eine verschieden große Frischgeschwindigkeit, die also bei dem Kleinbessemerverfahren sehr groß und bei dem Hochfrequenzofen sehr klein sein muß (s. Zt. 10). Die Kerbzähigkeitswerte der entsprechenden Stähle verlaufen dagegen umgekehrt. Es ist deshalb nicht ausgeschlossen, daß die Frischgeschwindigkeit direkt oder indirekt von Einfluß auf die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit der Stähle ist. Zahlentafel 10 zeigt die verschiedenen Einsätze und Desoxydationsarten, wobei zu bemerken ist, daß sich bei dem Kleinbessemerverfahren die Einsätze auf den Kupolofen und die Desoxydation auf den geblasenen Stahl beziehen. Abb. 44 zeigt die Abhängigkeit der Kerbzähigkeit der vergüteten Stähle A—R vom Roheiseneinsatz, der beim Kleinbessemerverfahren mit 100% angenommen werden kann, da sich der Einsatz im Kupolofen auf 3,7—3,8% C anreichert. Wie bereits weiter oben festgestellt wurde, sinkt die Kerbzähigkeit mit steigendem Roheiseneinsatz. Da sich nun die Art der Desoxydation bei den verschiedenen Herstellungsverfahren nach dem Sauer-

stoffgehalt der Schmelzen also nach der Frischgeschwindigkeit richtet, wurde diese nicht weiter untersucht, sondern dafür die Desoxydationsart und ihr Einfluß auf die Kerbzähigkeit im vergüteten Zustand (als Ausdruck für die unterschiedliche kritische Abkühlungsgeschwindigkeit) einer näheren Betrachtung unterzogen. Hierbei fällt auf, daß die Hochfrequenzstähle im Ofen vordesoxydiert werden, während die SM-Stähle im Ofen nur Ferromangan erhielten und die Zuschläge bei den Kleinbessemerstählen nur in der Pfanne zugegeben wurden (s. Zt. 10). Das Aluminium wird größtenteils in der Pfanne zugegeben. Die Mengen sind bei den einzelnen Herstellungsverfahren verschieden. Sie sind beim Kleinbessemerstahl am höchsten und beim Hochfrequenzstahl sehr niedrig (s. Zt. 10). Die Kerbzähigkeit im vergüteten Zustand verhält sich genau umgekehrt. Abbildung 45 zeigt die Abhängigkeit der Kerbzähigkeit vom Al-Zusatz. Bis auf den Stahl H und den Mo-Stahl N, deren Eigentümlichkeiten bereits erwähnt wurden, zeigt sich eine deutliche Abhängigkeit, in der jedoch auch Einflüsse durch die Art der Zugabe enthalten sein können. Die Stähle A, B, C (0,20 C) sind auf Aluminium untersucht worden, und es ergab sich, daß in Stahl A 35%, Stahl B 71% und Stahl C 12,5% des Zusatzes noch nachgewiesen werden konnten (s. Zt. 10). Da es sich um den Gesamt-Al-Gehalt handelt, kann über die Art der chemischen Bindung des Al keine Angabe gemacht werden; es kann jedoch angenommen werden, daß der Einfluß des Al auf die Kerbzähigkeit entsprechend der Abb. 45 vorwiegend durch die oxydische Form bedingt wird. Demnach müßten also Tonerdeeinschlüsse die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit direkt oder indirekt beeinflussen. Für die Richtigkeit dieser Annahme kann man die bereits erwähnte Arbeit von E. Houdremont, H. Schrader und A. Clasen[4]) heranziehen. Sie untersuchten u. a. die Durchhärtung von geschmiedeten Stählen verschiedener Herstellungsart und fanden für saure Hochfrequenzstähle sowie auch für basische Elektrostähle das größte Härtungsvermögen. Sie begründen diese Tatsache mit dem Reinheitsgrad dieser Stähle.[27]) Es ergibt sich also, daß bei gleicher chemischer Analyse und gleicher Behandlung diejenigen Stähle die größte Härtetiefe oder mit anderen Worten die kleinste kritische Abkühlungsgeschwindigkeit besitzen, die beim Abschrecken das größte Austenitkorn haben. Dies steht im Einklang mit den Feststellungen von M. W. Lightner und C. H. Herty jr.,[28]) daß die Umwandlung in Perlit um so langsamer verläuft, je größer das Austenitkorn ist, so daß z. B. bei Luft-

abkühlung ein großer Teil des sonst gebildeten Ferrits in sorbitischer Form im Gefüge vorliegt und so die Kerbzähigkeit von unlegierten Stählen erhöht. Die Härtetiefe kann jedoch nicht in jedem Falle als ein Kennzeichen für ein bestimmtes metallurgisches Herstellungsverfahren gelten, da sie vor allem auch stark von der Schmelzführung und Desoxydation bei gleichen Herstellungsverfahren abhängig ist. Dies geht besonders aus den Untersuchungen von O. Hengstenberg und E. Houdremont[29]) hervor. Sie stellten auf Grund von Großzahlforschung fest, daß folgende Faktoren die Härtetiefe von Stählen beeinflussen:

1. Bei gleicher Analyse,

   die Größe des Austenitkorns, die von der Menge und Verteilung feiner Einschlüsse, wie Oxyden, Desoxydationsrückständen, ungelösten Karbiden etc. reguliert wird. Besonderen ungünstigen Einfluß hat ein Al-Zusatz.

2. Bei gleicher Analyse und Austenitkorngröße,

   Einflüsse, die den Austenitzerfall begünstigen. Als solche werden feine Einschlüsse genannt, die zusätzliche Umwandlungswirkungen auf das Austenitkorn haben.

3. Legierungsbestandteile.

Nach Abschluß vorliegender Versuche erschien die Arbeit von E. Houdremont und H. Schrader[30]) „Zur Frage der Korngröße des Stahles". Die Ausführungen bestätigen die Ergebnisse dieser Arbeit; denn Houdremont und Schrader bestätigen ebenfalls ein Absinken der Härtetiefe, bzw. ein Ansteigen der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit bis zu einem Al-Gehalt von ca. 0,1%, entsprechend der Tendenz, die auch Abb. 45 zeigt. Die unterschiedliche Kerbzähigkeit der hier untersuchten Stähle muß demnach auch auf eine unterschiedliche Größe des Austenitkorns zurückgeführt werden, das durch den Al-Zusatz in seinem Wachstum beeinflußt wird. Die metallographischen Untersuchungen der Stähle geben ebenfalls Beweise obiger Annahmen (s. w. unten). Zusammenfassend kann man sagen, daß die vorliegende Arbeit auch für Stahlformguß die Gültigkeit der von E. Houdremont und Mitarbeitern [4], [27], [29], [30])an geschmiedeten Stählen aufgedeckten Zusammenhänge zwischen Härtetiefe bzw. kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit und Austenitkorngröße bestätigt.

Für den Stahlgießer ergibt sich aus vorliegenden Untersuchungen die Folgerung, daß er, um besonders hohen Anforderungen an Kerbzähigkeit gerecht zu werden, für den Stahl ein Herstellungsverfahren wählen muß, das eine entsprechende Austenitkorngröße verspricht. Er muß also in diesem Falle den Stahl aus dem sauren Hochfrequenzofen oder, unter Berücksichtigung der Ergebnisse von Körber und Pomp sowie von E. Houdremont[17, 18, 4, 29, 30]) im basischen Lichtbogenofen herstellen. Es ist selbstverständlich, daß auch durch eine entsprechend lange Warmbehandlung eine Austenitkorngröße erzielt werden kann, die hohe Kerbzähigkeiten ergibt. Diese Methode ist jedoch sehr kostspielig und nur dann zu empfehlen, wenn keine Möglichkeit besteht, den Stahl nach einem Elektroverfahren herzustellen. Diesem ist sonst der Vorzug zu geben, da es, wie die Untersuchung zeigt, unter gleichen Bedingungen den anderen Herstellungsverfahren überlegen ist. Der saure Hochfrequenzstahl ist sehr gut für Gußstücke geeignet, die ölvergütet werden sollen, während seine Verwendung für gewöhnlichen Stahlguß qualitativ keine sichtbaren Vorteile gegenüber den anderen Herstellungsverfahren verspricht, da sich die Unterschiede in der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit erst bei der Vergütung zeigen (s. Zt. 4 a u. b).

Der Kleinbessemerstahl ist dagegen vorwiegend für gewöhnlichen, geglühten Stahlguß zu verwenden, da unter normalen Umständen bei der Vergütung die Wirkung von Legierungszusätzen durch die, allerdings vom Herstellungsverfahren zwangsläufig bedingte Art der Desoxydation nicht vollständig zur Geltung kommt. Außerdem ist zu empfehlen, nur Naßgut oder dünnwandige Stücke, die schnell erstarren, aus Kleinbessemerstahl zu gießen, um Phosphorseigerungen zu vermeiden.

Der SM-Stahl steht mit seinen Ergebnissen zwischen obigen Stählen und verspricht bei sorgfältiger Herstellung für legierte und unlegierte Gußstücke guten Erfolg.

E. Metallographische Untersuchung der Stähle.

1. Makroskopische Untersuchung.

Die makroskopische Untersuchung der Stähle bestand in der Untersuchung des Primärgefüges im Gußzustand. An der Größe der Transkristallisation lassen sich deutlich die

unterschiedlichen Gießtemperaturen erkennen (s. z. B. Schliffbild 1—3 der Stähle A—C). Weiterhin wurden Schwefelabdrücke nach Baumann angefertigt, um Seigerungen festzustellen. Während die Hochfrequenz- und SM-Stähle eine gleichmäßige Verteilung des Schwefels zeigen, lassen sich bei den Kleinbessemerstählen teilweise ausgesprochene Seigerungszonen erkennen (s. Abb. 4—6, Stahl G—I, Abb. 7—9, Stahl N—P). Irgendwelche Hinweise auf das unterschiedliche Verhalten der Stähle lassen sich aus den Bildern der makroskopischen Untersuchung nicht erkennen.

2. Mikroskopische Untersuchung.

a) Untersuchung der Einschlüsse.

In 50-facher Vergrößerung wurden die ungeätzten Schliffe der Stähle A—R im Gußzustand untersucht. Die Größe der Schlackeneinschlüsse war sehr gut festzustellen. Eine Spezialuntersuchung ergab, daß die Einschlüsse hauptsächlich aus Silikaten und Sulfiden bestehen. Tonerde konnte nur in Spuren ermittelt werden. Die sauren Stähle (Hf und Kb-Stähle) zeigen ziemlich die gleichen Mengen an runden Silikateinschlüssen, die unregelmäßig angeordnet sind. Die SM-Stähle zeigen dagegen in größerem Maße Sulfide, die die Eisenkristalle saumartig umschließen (s. Schliffbild 10—12, Stahl D—F). Aus den ungeätzten Schliffbildern ist ersichtlich, daß die groben Silikateinschlüsse, wie sie die Hf- und Kb-Stähle aufweisen, wenig Einfluß auf die Kerbzähigkeit haben, denn sonst könnten diese Stähle mit gleichen Einschlußmengen nicht extreme Kerbschlagwerte aufweisen. Dies steht im Einklang mit den Feststellungen von M. W. Lightner und C. H. Herty jr.[28]).

b) Untersuchung der Stähle im Guß zustand.

Das Sekundärgefüge der unlegierten Stähle A—I (siehe Schliffb. 13—21) zeigt im Gußzustand verschiedene Eigenheiten. So zeigen Stahl A und D (Abb. 13 und 16) Widmannstättensche Struktur. Auch die Stähle C und F zeigen Ansätze hierzu, während die SM-Stähle B und E neben groben Ferrit- und Perlitfeldern diese beiden Gefügebestandteile auch in feiner Verteilung aufweisen (s. Abb. 14 und 17). Stahl G und H lassen sehr gut das große Primär-Austenitkorn erkennen, da sich entlang der Korngrenzen Ferrit abgeschieden hat (s. Abb. 19 und 20). Die Ni-Stähle verhalten sich ähnlich wie die reinen C-Stähle. Dagegen weisen

die Molybdänstähle N—P wieder große Gefügeunterschiede auf (s. Abb. 22—24). Die Stähle N und O zeigen das sogenante Molybdängefüge (Abb. 22 und 23). Es handelt sich hierbei um Zwischengefüge, daß nur bei langsamer Abkühlung aufzutreten scheint. Aus dem Schliffbild des Stahles N (s. Abb. Nr. 22) läßt sich vielleicht die Bildungsmöglichkeit dieses Gefüges erkennen. Die Erscheinung hängt wohl damit zusammen, daß Mo die Umwandlungsgeschwindigkeit in der Perlitstufe sehr stark herabsetzt, so daß bei geringer Abkühlungsgeschwindigkeit die Umwandlung des γ-Mischkristalls nicht normal in Ferrit und Perlit erfolgt, sondern daß ein Zwischengefüge entsteht.[31]) Das Schliffbild 22 zeigt weiterhin, daß die Unterkühlung des γ-Mischkristalls nicht immer so stark ist, daß er in Zwischengefüge zerfällt; denn neben der strahligen Anordnung zeigt sich auch ein dem Troostit ähnlicher, dunkler Gefügebestandteil. Das Auftreten der beiden Gefügebestandteile nebeneinander kann durch Konzentrationsunterschiede innerhalb des Mischkristalls oder durch eine gewisse Unstetigkeit in der Umwandlung bedingt sein. Der Stahl O (s. Abb. 23) zeigt neben Ferrit vollständig das strahlige Zwischengefüge, während der Kleinbessemerstahl P (s. Abb. 24) nur Ferrit und den troostitähnlichen Gefügebestandteil aufweist. Eine Bestätigung, daß es sich bei dem „Molybdängefüge" nur um Zwischengefüge handeln kann, gibt A. Lange,[32]) der eine ähnliche Erscheinung beschreibt. Die Natur des Zwischengefüges ist noch nicht geklärt. Nach A. Lange[32]) handelt es sich um: „Ein dem angelassenen Martensit ähnliches Gefüge, das bei der Austenitumwandlung oberhalb des Martensitpunktes entsteht und Zusammenballung paralleler Nadeln zeigt."

Die Schliffbilder der Chromstähle zeigen keine Unterschiede und zusammenfassend läßt sich sagen, daß bei den Schliffbildern des Gußzustandes keinerlei Unterschiede zwischen den Herstellungsverfahren zu erkennen sind.

c) Untersuchung der Stähle im geglühten Zustand.

Die unlegierten Stähle A—I zeigen im geglühten Zustand gleichmäßige Anordnung von Ferrit und Perlit, deren Mengenanteil sich nach dem C-Gehalt richtet (s. z. B. Abb. 25—27 der Stähle D—F). Die Ni- und Cr-Stähle zeigten dem Gußzustand gegenüber nur ein verfeinertes Gefüge. Bei den Mo-Stählen war kein Zwischengefüge gebildet worden, da

die Abkühlungsgeschwindigkeit zu groß war. Der Mischkristall war normal zerfallen und zeigt eine gleichmäßige Anordnung von Ferrit und Perlit.

Die Schliffbilder des geglühten Zustandes bestätigen allgemein das Ergebnis der mechanischen Prüfung, wonach die Stähle in diesem Zustand keinerlei Unterschiede aufweisen.

d) Untersuchung der Stähle im ölvergüteten Zustand.

Die Schliffbilder 28—36 zeigen die vergüteten Proben der unlegierten Stähle A—I. Die Abkühlungsgeschwindigkeit der Oelvergütung reicht bei diesen Stählen noch nicht aus, um die Ferritbildung zu unterdrücken. Aus den Ferritsäumen, die sich entlang der Korngrenze ausgeschieden haben, läßt sich besonders bei den Stählen mit dem höheren C-Gehalt, wie D—I, sehr gut die Größe des sekundären Austenitkorns erkennen. Es zeigt sich, daß die Hochfrequenzstähle das größte Austenitkorn haben und dementsprechend auch die geringste Menge Ferrit im Gefüge aufweisen. Man kann dies als Bestätigung der bereits ausgesprochenen Abhängigkeit der Härtbarkeit bzw. Oelvergütbarkeit von der Austenitkorngröße ansehen. Dasselbe gilt auch für die Ni-Stähle. Die Gefüge der Mo- und Cr-Stähle zeigen im vergüteten Zustand große Aehnlichkeit. Die Probe ist bis zur Tiefe des Schliffbildes durchvergütet und zeigt Anlaßgefüge mit Restkarbiden (s. z. B. Abb. 37—39 der Stähle N—P). Diese Gefügebilder bestätigen, daß der jeweilige Legierungszusatz die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit sehr stark herabsetzt und daß bei dem Härtungsvorgang dieser Stähle hauptsächlich der Legierungszustand maßgebend ist und dabei den Einfluß der Austenitkorngröße überdeckt. Dieser ist aber trotzdem vorhanden, wie aus der mechanischen Untersuchung eindeutig hervorgeht.

F. Zusammenfassung.

Niedriglegierter und unlegierter Stahlguß annähernd gleicher Analyse, der aus dem sauren Hochfrequenzofen, dem SM-Ofen, und der Kleinbessemerbirne hergestellt worden war, wurde auf seine Festigkeitseigenschaften im geglühten und vergüteten Zustand untersucht. Insbesondere galt es festzustellen, ob der aus dem sauren Hochfrequenz-

ofen hergestellte Stahlguß Unterschiede gegenüber den anderen Herstellungsverfahren aufweist. Der Zugversuch ergab für den geglühten und vergüteten Zustand keine Unterschiede. Der Kerbschlagversuch zeigt für den geglühten Zustand ebenfalls keine Unterschiede, wobei jedoch die Kleinbessemerstähle verschiedentlich Sprödigkeit aufwiesen, die in einer besonderen Versuchsreihe auf Phosphidausscheidungen zurückgeführt werden konnte. Es wird für die Kleinbessemerstähle eine Glühbehandlung vorgeschlagen, die diese Ausscheidungen verhütet. Der Kerbschlagversuch der vergüteten Stähle zeigte dagegen weitgehende Unterschiede zwischen den einzelnen Herstellungsverfahren. Die im sauren Hochfrequenzofen hergestellten Stähle hatten in jedem Fall eine größere Kerbzähigkeit als die SM- und Kleinbessemerstähle. Bei den Kleinbessemerstählen wurden die niedrigsten Werte festgestellt, die jedoch hierbei nicht auf Ausscheidungssprödigkeit oder Aushärtung zurückzuführen waren.

Die Unterschiede konnten analog den Ergebnissen, die E. Houdremont und Mitarbeiter[4, 27, 29, 30]) für geschmiedete Stähle fanden, auf die unterschiedliche Austenitkorngröße zurückgeführt werden, was durch die metallographische Untersuchung bestätigt wurde.

Verzeichnis des bearbeiteten Schrifttums.

1) P. Oberhoffer. Die Bedeutung des Glühens von Stahlformguß. St. u. E. 35 (1915) S. 93.

2) F. Pölzguter. Die neuere Entwicklung der Werkstoffe für Dauermagnete. St. u. E. 55 (1935) S. 853.

3) E. Houdremont, H. Kallen, K. Gebhard. Vergleich von Schnellarbeitsstählen aus dem kernlosen Induktionsofen und aus dem Lichtbogenofen. St. u. E. 55 (1935) S. 228.

4) E. Houdremont, H. Schrader, A. Clasen. Die Güteprüfung von unlegiertem Werkzeugstahl. Archiv EHW 9 (1935/36) S. 131/46.

5) J. H. Andrew. Wärmebehandlung und Eigenschaften von C-Stählen. Iron Coal Trades Revue 112 (1926) S. 246.

6) J. E. Donellan. Verbesserung der Wärmebehandlung von Stahlguß. Foundry 57 (1929) S. 238/42.

7) Iron Steel Institute 2 (1929) 12 S. 399/400. Wärmebehandlung von Stahlguß.

8) H. C. Kerr. Wärmebehandlung von Stahlguß. Iron Age 124 (1929) 9 S. 519/24.

9) E. Thum. Wärmebehandelter Stahl niedrigen Mn-Gehaltes. Iron Age 123 (1929) 25 S. 1691/95.

10) Foundry Trade Journal 41 (1929) 687, S. 279/80. Ueber Stahlguß.

11) F. A. Melmoth. Hochwertiger Stahlguß. Foundry C 60 (1932) 8, S. 16/18; 48/49; 9, S. 24/25, 53.

12) C. H. Lorig u. C. E. Williams. Physikalische und mechanische Eigenschaften einiger bekannter Stahlgußsorten Proc. Am. Soc. Test. Mat. 32 (1932) 2 S. 114/96.

13) A. E. White. Wärmebehandlung und mechanische Eigenschaften von Stahlguß. Blast Furnace 14 (1926) 7 S. 314/318.

14) F. W. Duesing. Stahlguß als Werkstoff des Maschinenbaus. St. u. E. 50 (1930) S. 438.

15) F. H. Heinrich. Einfluß der Lage des Probestabes im Stahlguß-Gußstück auf die Zerreißwerte. Diss. Aachen. St. u. E. 52 (1932) S. 1017.

16) F. Körber u. A. Pomp. Festigkeitseigenschaften von Stahlformguß bei erhöhter Temperatur. Mitt. KWI 6 (1925) S. 21/32.

17) F. Körber u. A. Pomp. Mechanische Eigenschaften von Stahlguß bei erhöhter Temperatur. Mitt. KWI 10 (1928) S. 91/105.

18) F. Körber u. A. Pomp. Mechanische Eigenschaften von niedriglegiertem Stahlguß bei erhöhten Temperaturen. Mitt. KWI. 13 (1931) S. 223/36.

19) A. Rys. Legierter Stahlguß in Theorie und Praxis. St. u. E. 50 (1930) S. 423.

20) E. Knipp. Festigkeitseigenschaften von Elektrostahlformguß. Gießerei 20 (1933) S. 193.

21) R. Genwo. Betriebserfahrungen mit dem Elektroofen im Gießereibetrieb. St. u. E. 46 (1926) S. 1697.

22) C. Geiger. Zur Frage der Güte von Stahlguß aus der Kleinbessemerbirne. Werkstatt-Technik 28 (1934) S. 220/1.

23) K. Daeves. Die mechanischen Eigenschaften von Thomas- und SM-Stählen. St. u. E. 50 (1930) S. 1353.

24) E. Beckers. Der Einfluß von Phosphor auf die Festigkeitseigenschaften von Stahl. St. u. E. 54 (1934) S. 165.

25) R. Hilger. Diskussionsbeitrag zu „Ueber die Wirkung des Phosphors auf die Eigenschaften von basischem, unlegiertem Stahl. St. u. E. 56 (1936) S. 927/8.

26) H. Bennek. Einfluß des Phosphors auf die Anlaßsprödigkeit. Archiv EHW. 9 (1935/36) S. 147.

27) F. Duftschmid u. E. Houdremont. St. u. E. 51 (1931) S. 1613/16.

28) M. W. Lightner u. C. H. Herty jr. Kerbzähigkeit von unlegierten Stählen. Mining metallurg. Invest. Coop. Bull 59 (1932) S. 1/34. S. a. St. u. E. 53 (1933) S. 1039.

29) O. Hengstenberg u. E. Houdremont. Einfluß des Herstellungsverfahrens und der Analysenschwankungen auf die Härtetiefe und Härtegrenzen einiger schwach legierter Stähle. Technische Mitteilungen Krupp 1935 S. 189.

30) E. Houdremont u. H. Schrader. Zur Frage der Korngröße des Stahles. St. u. E. 56 (1936) S. 1412/22.

31) Döpfer u. Wiester. Archiv EHW. 8 (1934/35) S. 541.

32) A. Lange. St. u. E. 55 (1935) S. 1565.

Lebenslauf.

Ich, Otto Hans Heinrich, wurde am 4. August 1905 zu Leipzig-Lindenau geboren. Von 1918 bis 1925 besuchte ich die verkürzte Realschule in Essen und die Oberrealschule in Duisburg, wo ich die Reifeprüfung ablegte. Nach längerer praktischer Tätigkeit auf größeren Eisenhüttenwerken studierte ich von WS 1926 bis einschließlich SS 1930 an der Technischen Hochschule zu Breslau Eisenhüttenkunde. Nach kürzerer Tätigkeit als Abnahmeingenieur war ich von 1931 bis 1933 als Wärme- und Betriebswirtschaftsingenieur auf der Niederrheinischen Hütte zu Duisburg und anschließend bis 1937 als Betriebsassistent in der Stahlformerei der Fried. Krupp A.-G., Essen, tätig. Seit 1937 bin ich als Betriebsleiter bei den Mitteldeutschen Stahlwerken A.-G., Werk Brandenburg/Havel, beschäftigt.

Anhang

Zahlentafeln und Abbildungen

Zahlentafel 1. **Analysen der Versuchsstähle.**

Stahl	Ofenart	Probeklotz	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Ni	% Cr.	% Mo
A	Hf	1/2	0,20	0,44	0,70	0,024	0,021	0,20	0,20	—
B	bSM	3/4	0,21	0,41	0,74	0,017	0,016	0,30	0,19	—
C	Kb	5/6	0,22	0,45	0,81	0,068	0,026	0,02	0,01	—
D	Hf	7/8	0,34	0,46	0,70	0,024	0,027	0,20	0,13	—
E	bSM	9/10	0,33	0,46	0,70	0,016	0,015	0,23	0,13	—
F	Kb	11/12	0,33	0,59	0,83	0,067	0,020	0,02	0,01	—
G	Hf	13/14	0,46	0,46	0,67	0,024	0,019	0,15	0,16	—
H	sSM	15/16	0,45	0,44	0,74	0,030	0,022	0,17	0,10	—
I	Kb	17/18	0,46	0,31	0,68	0,070	0,035	0,07	0,03	—
K	Hf	19/20	0,27	0,42	0,64	0,024	0,024	1,13	0,19	—
L	bSM	21/22	0,33	0,41	0,95	0,015	0,016	1,09	0,14	—
M	Kb	23/24	0,32	0,61	0,83	0,066	0,017	1,01	0,01	—
N	Hf	25/26	0,20	0,27	0,49	0,022	0,021	0,22	0,26	0,53
O	bSM	27/28	0,16	0,31	0,56	0,010	0,013	0,23	0,22	0,49
P	Kb	29/30	0,20	0,54	0,78	0,060	0,022	0,05	0,02	0,53
Q	Hf	31/32	0,40	0,58	0,74	0,025	0,019	0,18	1,50	—
R	Kb	33/34	0,42	0,68	0,90	0,072	0,021	0,04	1,45	—

Zahlentafel 2a.

Warmbehandlung und Ergebnisse des Zugversuchs der Stähle A—C (0,20 C).

Abkühlungsgeschwindigkeit im Ofen ca. 40° C/h.

Stahl	Probe-klotz	Warmbehandlung	Probenlage	Streckgrenze Kg/mm²	Festigkeit Kg/mm²	Dehnung %, L=5d	Einschn. %
A (Hf)	1	6 Std. 930° C, Luft 680/700/Ofen	oben	28,3	48,1	30,5	49
			unten	25,8	48,1	29,5	47
	2	900/910 Oel, 690/700, 630/Luft	oben	33,6	50,4	29,2	69
			unten	31,8	49,1	27,8	50
B (SM)	3	6 Std. 930, Luft 680/700/Ofen	oben	32,7	51,3	27,5	44
			unten	30,9	50,4	27,8	41
	4	900/910 Oel, 690/700, 630 Luft	oben	39,8	53,9	26,7	61
			unten	38,9	53,0	28,3	40
C (Kb)	5	6 Std. 930, Luft 680/700/Ofen	oben	31,8	53,9	27,3	50
			unten	30,9	51,3	25,8	46
	6	900/910 Oel, 690/700, 630/Luft	oben	41,6	55,7	26,7	66
			unten	40,7	54,8	18,3	33

Zahlentafel 2b.

Warmbehandlung und Ergebnisse des Zugversuchs der Stähle D—E (0,30 C).

Abkühlungsgeschwindigkeit im Ofen ca. 20° C/h.

Stahl	Probe-klotz	Warmbehandlung	Probenlage	Streckgrenze Kg/mm²	Festigkeit Kg/mm²	Dehnung %, L=5d	Einschn. %
D (Hf)	7	6 Std. 920, Luft 680/700/Oefen	oben	32,7	62,3	21,7	25
			unten	31,8	58,4	15,3	32
	8	870 Oel, 670/680, 630/Luft	oben	46,9	68,6	21,3	45
			unten	46,0	69,5	17,5	23
E (SM)	9	6 Std. 920, Luft 680/700/Oefen	oben	29,2	56,1	26,7	39
			unten	30,1	54,8	15,7	39
	10	870 Oel, 670/680, 630/Luft	oben	43,3	64,5	23,3	44
			unten	41,6	63,7	16,7	26
F (Kb)	11	6 Std. 920, Luft 680/700/Oefen	oben	37,1	61,4	21,7	36
			unten	36,0	58,9	10,8	14
	12	870 Oel, 670/680, 630/Luft	oben	49,5	68,1	23,3	45
			unten	46,9	65,4	15,0	23

Zahlentafel 2c.

Warmbehandlung und Ergebnisse des Zugversuchs der Stähle G—I (0,45 C).

Abkühlungsgeschwindigkeit im Ofen ca. 20° C/h.

Stahl	Probe-klotz	Warmbehandlung	Probenlage	Streckgrenze Kg/mm²	Festigkeit Kg/mm²	Dehnung %, L=5d	Einschn. %
G (Hf)	13	6 Std. 900, Luft 680/700/Ofen	oben	29,2	66,3	11,0	35
			unten	30,9	63,7	10,0	25
	14	850 Oel, 630/640/Luft	oben	46,9	74,3	20,2	46
			unten	41,6	70,7	9,0	25
H (sSM)	15	6 Std. 900, Luft 680/700/Ofen	oben	32,7	60,1	23,3	40
			unten	31,8	60,6	15,5	24
	16	850 Oel, 630/640/Luft	oben	46,0	70,7	18,3	33
			unten	43,3	66,3	11,0	27
I (Kb)	17	6 Std. 900, Luft 680/700/Ofen	oben	32,7	60,1	22,0	35
			unten	32,7	57,5	10,5	13
	18	850 Oel, 630/640/Luft	oben	48,6	71,6	15,0	19
			unten	45,1	65,0	8,3	11

Zahlentafel 2d.

Warmbehandlung und Ergebnisse des Zugversuchs der Stähle K—M (Ni).

Abkühlungsgeschwindigkeit im Ofen ca. 20° C/h.

Stahl	Probe-klotz	Warmbehandlung	Probenlage	Streckgrenze Kg/mm²	Festigkeit Kg/mm²	Dehnung %, L = 5d	Einschn. %
K (Hf)	19	6 Std. 900, Luft 680/700/Ofen	oben	28,3	53,9	25,7	46
			unten	26,5	53,0	17,3	22
	20	850 Oel, 550/60/Luft	oben	42,4	64,1	24,2	56
			unten	38,9	59,2	15,8	25
L (SM)	21	6 Std. 900, Luft 680/700/Ofen	oben	38,1	62,3	20,0	36
			unten	37,1	62,8	16,0	31
	22	850 Oel, 550/560/Luft	oben	53,0	71,2	18,8	40
			unten	50,4	71,2	15,2	31
M (Kbf)	23	6 Std. 900, Luft 680/700/Ofen	oben	42,4	65,8	23,0	40
			unten	40,7	63,7	17,3	21
	24	850 Oel, 550/560/Luft	oben	46,9	69,9	22,0	56
			unten	41,6	64,1	10,8	13

Zahlentafel 2e.

Warmbehandlung und Ergebnisse des Zugversuchs der Stähle N—P (Mo).

Abkühlungsgeschwindigkeit im Ofen ca. 20° C/h.

Stahl	Probe-klotz	Warmbehandlung	Probenlage	Streckgrenze Kg/mm²	Festigkeit Kg/mm²	Dehnung %, L = 5d	Einschn. %
N (Hf)	25	6 Std. 930, Luft 680/700/Ofen	oben	23,0	46,0	7,5	11
			unten	23,0	42,0	8,8	16
	26	900/910 Oel, 690/700, 630/Luft	oben	41,6	53,7	10,7	22
			unten	38,0	52,0	12,7	19
O (SM)	27	6 Std. 930, Luft 680/700/Ofen	oben	24,8	46,0	30,7	56
			unten	26,5	46,9	30,8	56
	28	900/910 Oel, 690/700/630a/Luft	oben	36,3	52,2	26,7	71
			unten	31,8	48,6	30,8	71
P (Kb)	29	6 Std. 930, Luft 680/700, 700/Ofen	oben	30,1	55,7	21,7	36
			unten	29,2	51,3	10,0	10
	30	900/910 Oel, 690/700, 630/Luft	oben	42,4	59,2	26,7	60
			unten	38,9	55,7	20,0	31

Zahlentafel 2f.

Warmbehandlung und Ergebnisse des Zugversuchs der Stähle Q und R (Cr).

Abkühlungsgeschwindigkeit im Ofen ca. 40° C/h.

Stahl	Probe-klotz	Warmbehandlung	Probenlage	Streckgrenze Kg/mm²	Festigkeit Kg/mm²	Dehnung %, L = 5d	Einschn. %
Q (Hf)	31	6 Std. 900, Luft 680/700/Ofen	oben	31,8	69,0	15,8	23
			unten	32,7	62,8	4,7	—
	32	880/890 Oel, 680/690, 630/Luft	oben	53,0	96,9	20,0	58
			unten	51,3	65,4	9,3	16
R (Kb)	33	6 Std. 900, Luft 680/700/Ofen	oben	35,4	77,8	11,7	16
			unten	40,7	65,4	3,3	5
	34	880/890/Oel, 680/690, 630/Luft	oben	58,4	76,9	18,8	44
			unten	50,4	79,6	8,3	10

Zahlentafel 3.

Steigerung der Zugfestigkeit und Streckgrenze der Stähle durch Oelvergütung.

(Mittelwerte)

Stahl	Ofen	Streckgr. g Kg/mm²	Streckgr. v Kg/mm²	$St_v - St_g$ Kg/mm²	$St_v - St_g$ % St_g	Fest. g Kg/mm²	Fest. v Kg/mm²	$F_v - F_g$ Kg/mm²	$F_v - F_g$ % F_g
A 0,20 C	Hf	27,0	32,7	5,7	20,6	48,1	49,6	1,5	3,1
B 0,20 C	SM	31,8	39,4	7,6	23,9	50,8	53,5	2,7	5,2
C 0,20 C	Kb	31,4	41,2	9,8	31,2	52,6	55,3	2,7	5,2
D 0,30 C	Hf	32,3	46,5	14,2	44,0	60,4	69,0	8,6	14,2
E 0,30 C	SM	29,7	42,5	12,8	43,1	55,5	64,1	8,6	15,5
F 0,30 C	Kb	36,6	48,2	11,6	31,7	60,2	66,8	6,6	11,0
G 0,45 C	Hf	30,1	44,5	14,4	48,1	65,0	72,5	7,5	11,5
H 0,45 C	SM	32,6	44,7	12,1	38,5	60,4	68,5	8,1	13,4
I 0,45 C	Kb	32,7	46,8	14,1	43,5	58,8	68,3	9,5	16,2
K Ni	Hf	27,4	40,7	13,3	48,5	53,5	61,7	8,2	15,3
L Ni	SM	37,6	51,7	14,1	37,5	62,6	71,4	8,8	14,1
M Ni	Kb	41,6	44,3	2,7	6,5	64,8	67,0	2,2	3,4
N Mo	Hf	23,0	39,8	16,8	73,0	44,0	52,5	8,5	19,3
O Mo	SM	25,6	34,1	8,5	32,7	46,5	50,4	3,9	8,4
P Mo	Kb	29,7	40,7	11,0	37,1	53,5	57,5	4,0	7,5
Q Cr	Hf	32,3	52,2	19,9	61,6	71,6	78,3	6,7	9,6
R Cr	Kb	38,1	54,4	16,3	42,7	65,9	67,7	1,8	2,7

Zahlentafel 4a. **Einzelwerte der Kerbschlagproben der unlegierten Stähle.**

Stahl	Probe-klotz Nr.	ge-glüht; ver-gütet	Probe-Nr.								Mittelwerte				Vergüte-steige-rung %	Bruchaussehen		
			1	2	3	4	5	6	7	8	6/7	1/4	5/8	1/8		Bruch-art	% Sehne geschätzt	Verformungs-grad
A	1	g	6,2	5,1	7,7	6,4	6,3	6,6	6,2	5,8	6,4	6,3	6,2	6,3	70	gem.	35	st. verformt
0,20 C Hf	2	v	11,9	11,4	10,3	11,7	10,4	9,7	9,5	10,9	9,6	11,3	10,1	10,7		gem.	50	st. verformt
B	3	g	7,4	6,2	6,4	8,1	6,7	5,0	5,5	7,4	5,3	7,0	6,2	6,6		gem.	40	st. verformt
0,20 C SM	4	v	10,1	8,8	9,6	10,3	9,9	7,1	8,0	9,6	7,6	9,7	8,7	9,2	40	gem.	50	st. verformt
C	5	g	7,0	6,1	5,8	6,7	6,1	5,8	5,8	5,6	5,8	6,4	5,8	6,1		gem.	30	st. verformt
0,20 C Kb	6	v	9,7	8,0	8,0	8,8	9,2	5,2	6,7	8,5	6,0	8,6	7,4	8,0	31	gem.	40	st. verformt
D	7	g	5,2	5,1	4,7	5,7	5,4	5,1	5,4	5,1	5,3	5,2	5,3	5,2		gem.	15	st. verformt
0,30 C Hf	8	v	8,9	8,5	8,2	8,9	8,8	7,4	6,8	7,1	7,1	8,6	7,5	8,1	56	gem.	85 90	st. verformt
E	9	g	4,7	4,7	5,0	4,8	4,4	3,5	4,0	4,8	3,8	4,9	4,2	4,5		Korn	im Anriß	verformt
0,30 C SM	10	v	7,1	5,7	6,3	6,1	6,3	4,3	4,1	6,2	4,2	6,3	5,2	5,8	29	Korn	im Anriß	verformt
F	11	g	3,9	3,2	3,3	3,6	2,2	1,4	1,9	3,3	1,7	3,5	2,2	2,9		Korn	—	verformt
0,30 C Kb	12	v	6,1	5,1	3,9	6,0	4,8	3,2	3,7	5,2	3,5	5,3	4,2	4,8	66	gem.	20	verformt
G	13	g	2,1	1,1	1,6	1,8	2,3	2,4	1,4	2,1	1,9	1,6	2,1	1,8		Korn	—	wenig verformt
0,45 C Hf	14	v	5,8	4,8	4,6	5,4	4,8	4,4	4,4	4,8	4,4	5,2	4,6	4,9	172	Korn	im Anriß	verformt
H	15	g	2,1	3,0	2,7	2,0	1,6	2,0	2,5	3 0	2,3	2,5	2,3	2,4		Korn	—	nicht verformt
0,45 C SM	16	v	3,9	3,1	3,2	3,8	4,0	2,0	3,3	3,8	2,7	3,5	3,3	3,4	42	Korn	im Anriß	wenig verformt
I	17	g	1,9	1,8	2,4	2,9	2,8	0,9	1,8	2,1	1,4	2,3	1,9	2,1		Korn	—	nicht verformt
0,45 C Kb	18	v	2,8	2,3	2,9	2,6	2,4	2,4	2,1	3,2	2,3	2,7	2.5	2,6	24	Korn	—	wenig verformt

Zahlentafel 4 b.

Einzelwerte der Kerbschlagproben der legierten Stähle.

Stahl	Probe-klotz Nr.	ge-glüht, ver-gütet	Probe-Nr.								Mittelwerte				Vergüte-steige-rung %	Bruchaussehen		
			1	2	3	4	5	6	7	8	6/7	1/4	5/8	1/8		Bruch-art	% Sehne geschätzt	Verformungs-grad
K	19	g	5,7	5,5	5,3	5,6	5,7	4,5	4,3	5,7	4,4	5,5	5,1	5,3		Korn	im Anriß	st. verformt
Ni. Hf	20	v	10,4	8,9	8,6	9,3	9,7	8,4	8,1	9,5	8,3	9,3	8,9	9,1	76	gem.	70	s. st. verformt
L	21	g	7,7	6,7	5,6	6,7	6,7	5,8	5,8	6,0	5,8	6,7	6,1	6,4		gem.	60	s. st verformt
Ni. SM	22	v	7,7	7,4	6,8	7,4	7,4	6,8	6,6	6,7	6,7	7,6	6,9	7,2	13	gem.	80	s. st. verformt
M	23	g	4,3	3,8	2,6	3,1	3,7	1,5	1,5	1,6	1,5	3,4	2,1	2,3		Korn	im Anriß	st. verformt
Ni. Kb	24	v	2,4	7,1	6,4	7,0	6,3	5,8	5,1	6,1	5,5	5,7	5,8	5,8	152	gem.	30	st. verformt
N	25	g	2,5	2,8	2,2	2,3	2,3	2,3	1,8	2,7	2,4	2,5	2,5	2,5		Korn	im Anriß	wenig verformt
Mo. Hf	26	v	6,3	4,9	4,7	5,4	4,5	4,0	2,8	4,4	3,4	5,3	3,9	4,6	84	gem.	30/40	verformt
O	27	g	12,4	13,7	12,2	13,9	13,5	12,6	11,3	13,5	11,9	13,1	12,8	12,9		gem.	50	st. verformt
Mo. SM	28	v	20,1	20,0	18,4	19,3	19,3	19,6	16,4	17,0	18,0	19,4	18,4	18,7	45	gem.	85/90	s. st. verformt
P	29	g	4,4	5,8	4,8	4,2	5,0	3,9	2,5	6,0	3,2	4,8	4,4	4,6		Korn	—	wenig verformt
Mo. Kb	30	v	10,5	9,0	10,2	9,6	9,2	9,0	7,0	9,2	8,0	9,8	8,6	9,2	100	gem.	40	st. verformt
Q	31	g	2,1	1,8	1,5	2,3	1,0	0,7	1,2	2,1	0,9	1,9	1,3	1,6		Korn	—	nicht verformt
Cr. Hf	32	v	8,0	6,6	6,4	7,2	7,4	5,1	5,1	6,2	5,1	7,1	6,0	6,5	300	gem.	im Anriß	verformt
R	33	g	1,3	1,0	1,0	1,2	0,9	0,7	0,8	1,2	0,8	1,1	0,9	1,0		Korn	—	nicht verformt
Cr. Kb	34	v	4,1	2,4	3,1	3,4	3,6	1,6	2,0	3,9	1,8	3,3	2,8	3,0	200	Korn	—	wenig verformt

Zahlentafel 5.

Warmbehandlung und Ergebnisse des Zugversuchs von Bessemerstahlguß mit 0,12% C.

Probestab Nr.	Lage	Warmbehandlung	Streckgrenze Kg/mm²	Festigkeit Kg/mm²	Dehnung %, L = 5d	Einschn. %
1	oben	12h 930°/Luft	27,4	46,9	30,0	61
	unten		26,5	46,9	30.3	51a
2	oben	12h 930°/Luft	25,6	47,7	35,0	64
	unten	3h 650°/Luft	26,5	46,0	31,7	59
3	oben	12h 930°/Luft	29,2	48,6	31,7	56
	unten	3h 650°/H_2O.	27,4	47,7	31,7	54
4	oben	12h 930°/Luft	27,4	45,1	34,7	65
	unten	3h 650°/Ofen (Abkgeschw. ca. 20°/h.)	26,5	44,2	35,7	68a
5	oben	12h 930°/Ofen	23,0	43,3	33,3	63
	unten	(Abkgeschw. ca. 20°/h.)	20,3	42,4	37,5	65
6	oben		26,5	44,2	27,7	49
	unten	Gußzustand	24,8	41,6	30,0	52

Zahlentafel 6.

Ergebnisse der Kerbschlagproben von Bessemerstahlguß mit 0,12% C.

Probestab Nr.	Proben-Nummer								Mittelwerte		
	1	2	3	4	5	6	7	8	1—8	$\frac{2+3+6+7}{4}$	$\frac{3+7}{2}$
1 (Luft)	12,4	10,3	8,3	12,6	11,9	9,3	7,4	9,9	10,5	8,8	7,85
2 (Luft/Luft)	10,7	10,4	8,6	10,1	12,7	8,5	7,5	11,3	10,0	8,75	8,05
3 (Luft/H_2O)	12,2	6,0	7,5	8,5	8,4	7,5	7,2	7,9	8,15	7,05	7,35
4 (Luft/Ofen)	11,8	6,9	3,4	12,0	12,6	7,6	2,7	7,0	8,0	5,15	3,05
5 (Ofen)	3,0	3,5	1,4	1,2	2,0	1,8	1,1	1,9	2,0	1,95	1,25
6 (Gußzust.)	6,1	2,1	1,8	2,1	4,8	1,9	1,8	2,7	2,9	1,90	1,80

Zahlentafel 7.

Bruchaussehen der Kerbschlagproben des Bessemerstahlgusses mit 0,12 C.

Probestab	Bruchart	% Sehne	Verformungsgrad
1	Gemisch	30—50	sehr stark verformt
2	Gemisch	40—50	stark verformt
3	Gemisch	30—50	stark verformt
4	Gemisch	10—50	teilweise stark verformt
5	fein Korn	—	wenig verformt
6	grob. Korn	—	wenig verformt

Zahlentafel 8.

Phosphoranalysen der Kerbschlagproben von Bessemerstahlguß mit 0,12 % C.

Probestab Nr.	2		3		4		5	
Probe Nr.	5	7	1	3	1	3	5	7
% Phosph.	0,064	0,064	0,063	0,063	0,065	0,065	0,063	0,064

Zahlentafel 9.

Gas- und Al-Gehalt der Stähle A—C (0,20 C).

Stahl	% O_2	% N_2	% H_2	% Al
A (Hf)	0,014	0,003	0,0006	0,010
B (SM)	0,008	0,004	0,0007	0,030
C (Kb)	0,013	0,003	0,0006	0,014

Zahlentafel 10.

Einsatz und Desoxydation der Stähle A—R.

Stahl	Einsatz	Desoxydation Ofen % Mn.	% Si.	% Al.	Pfanne % Mn.	% Si.	% Al.	% Alanal
A (0,20 Hf)	98,5 % Schrott 1,5 % Roheisen 100,0 % = 3600 Kg	0,793	0,365	0,028	—	—	—	0,01
B (0,20 SM)	63,3 % Schrott 14,8 % Späne 21,9 % Roheisen 100,0 % = 31000 Kg	0,151	—	—	—	0,525	0,042	0,030
C (0,20 Kb)	15,0 % Schrott 85,0 % Roheisen 100,0 % = 1350 Kg	—	—	—	1,000	0,500	0,111	0,014
D (0,30 Hf)	48,0 % Schrott 50,0 % Späne 2,0 % Roheisen 100,0 % = 1000 Kg	0,390	0,300	—	—	—	0,020	—
E (0,30 Sm)	64,2 % Schrott 11,6 % Späne 24,2 % Roheisen 100,0 % = 31000 Kg	0,246	—	—	—	0,505	0,032	—
F (0,30 Kb)	15,0 % Schrott 85,0 % Roheisen 100,0 % = 1350 Kg	—	—	—	0,935	0,445	0,111	—
G (0,45 Hf)	91,7 % Schrott 8,3 % Roheisen 100,0 % = 3600 Kg	0,527	0,243	0,028	—	—	—	—
H (0,45 SM)	66,4 % Schrott 9,4 % Späne 24,2 % Roheisen 100,0 % = 22300 Kg	0,208	—	—	0,637 —	0,179 0,184	als Si Mn 71 % 0,020	

Zahlentafel 10 (Fortsetzung).

Einsatz und Desoxydation der Stähle A—R.

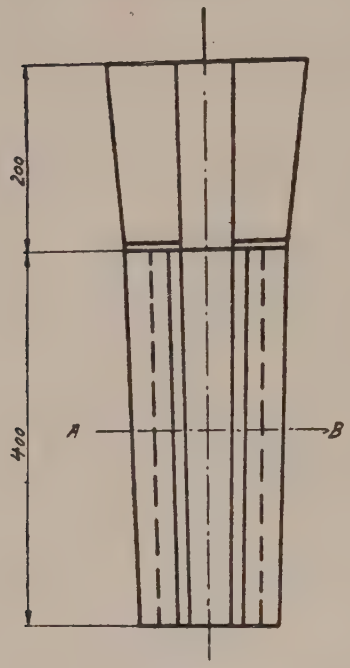
Stahl	Einsatz	Desoxydation Ofen % Mn.	Ofen % Si.	Ofen % Al.	Pfanne % Mn	Pfanne % Si.	Pfanne % Al.	
I (0,45 Kb)	15,0 % Schrott 85,0 % Roheisen 100,0 % = 1350 Kg	—	—	—	0,823	0,381	0,074	—
K (Ni Hf)	43,5 % Schrott 55,5 % Späne 1,0 % Nickel 100,0 % = 1000 Kg	0,454	0,341	—	—	—	0,027	—
L (Ni SM)	58,5 % Schrott 9,5 % Späne 32,0 % Roheisen 100,0 % = 20000 Kg	0,975	—	—	—	0,505	0,030	—
M (Ni Kb)	15,0 % Schrott 85,0 % Roheisen 100,0 % = 1350 Kg	—	—	—	0,880	0,500	0,111	1,03 Ni
N (Mo Hf)	41,3 % Schrott 58,7 % Späne 100,0 % = 1090 Kg	0,587	0,137	—	—	—	0,018	0,50 % Mo
O (Mo SM)	54,0 % Schrott 13,5 % Späne 32,5 % Roheisen 100,0 % = 21500 Kg	+ 0,337 % Mo 0,847	—	—	—	0,500	Silical 0,040	
P (Mo Kb)	15,0 % Schrott 85,0 % Roheisen 100,0 % = 1350 Kg	—	—	—	1,050	0,388	0,111	0,520 % Mo
Q (Cr Hf)	94,5 % Schrott 5,5 % Roheisen 100,0 % = 3600 Kg	+ 1,85 % Cr. 0,416	0,450	0,028	—	—	—	—
R (Cr Kb)	15,0 % Schrott 85,0 % Roheisen 100,0 % = 1350 Kg	—	—	—	0,880	0,390	0,074	1,85 % Cr

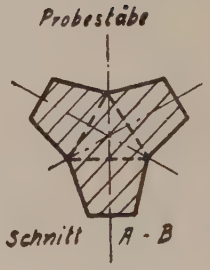
Zahlentafel 11.

Sauerstoffgehalt der Mo-Stähle N – P.

Stahl	Probe Nr.	% O_2
N	1	0,033
	2	0,037
O	1	0,008
	2	0,008
P	1	0,008
	2	0,008

Abb. 1. Probeklotz.





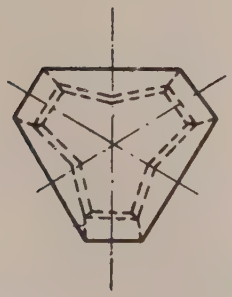


Abb. 2 Lage der Proben im Probestab.

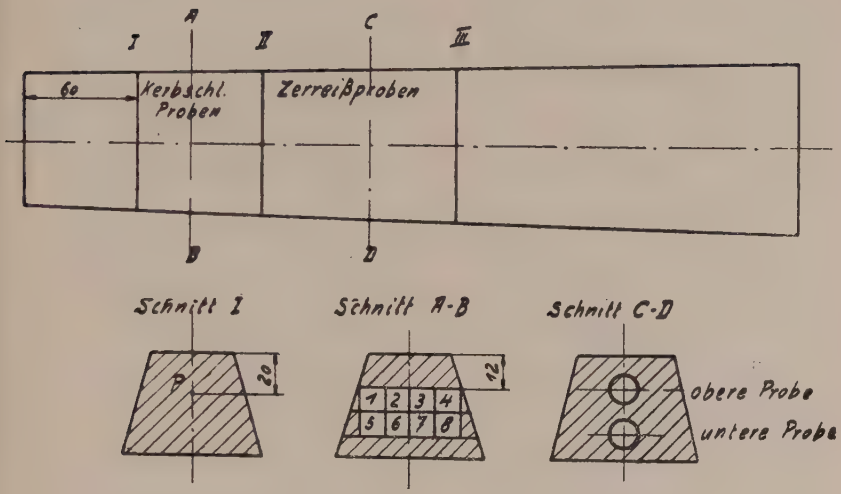


Abb. 3. Abmessungen der Proben.

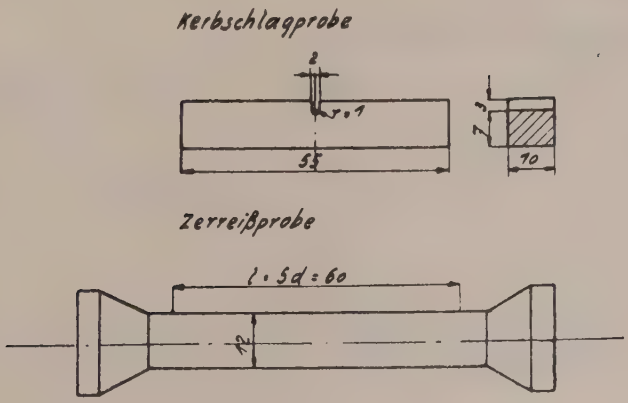


Abb. 4 Festigkeitswerte der Stähle A - C (0,20 C)

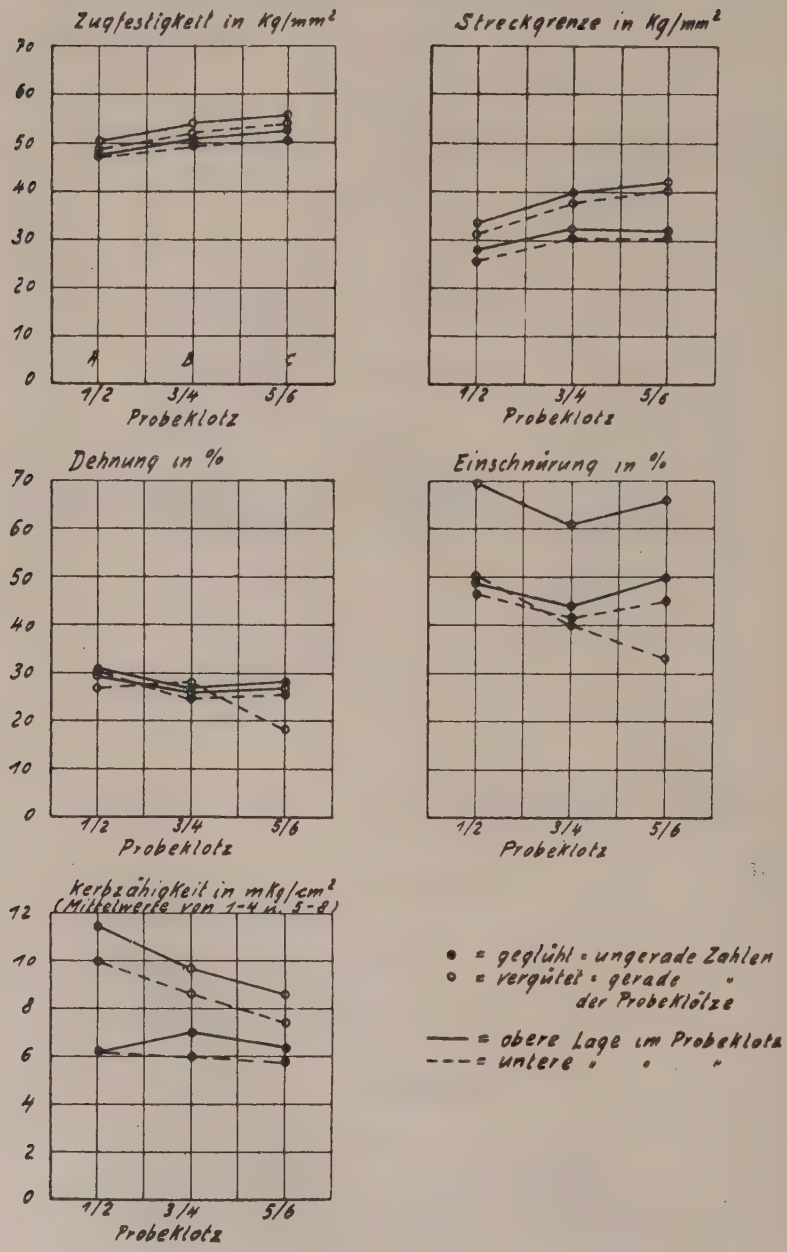
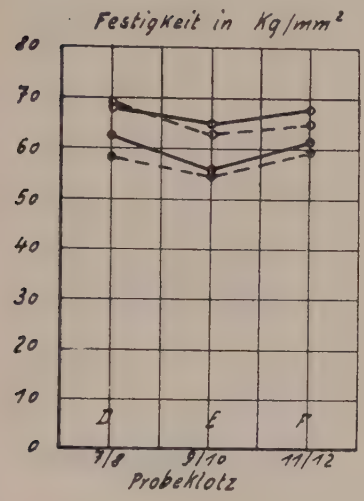
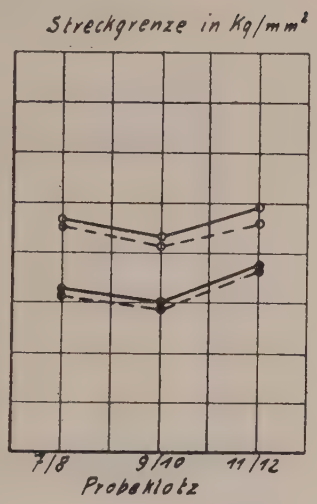
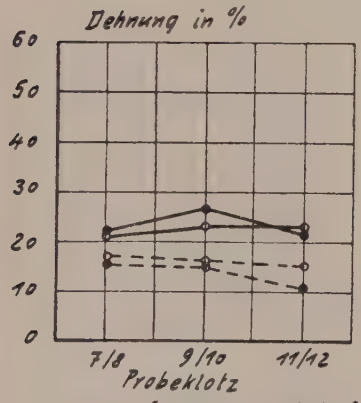
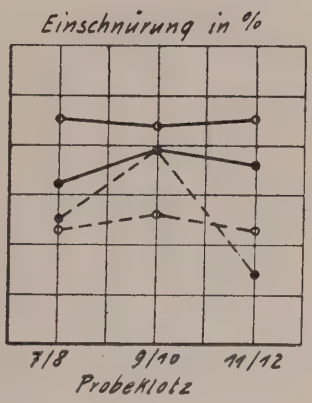


Abb. 5 Festigkeitswerte der Stähle D-F (0,30 C).









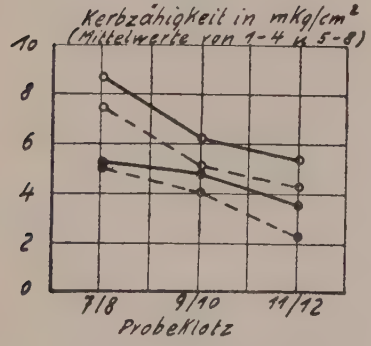
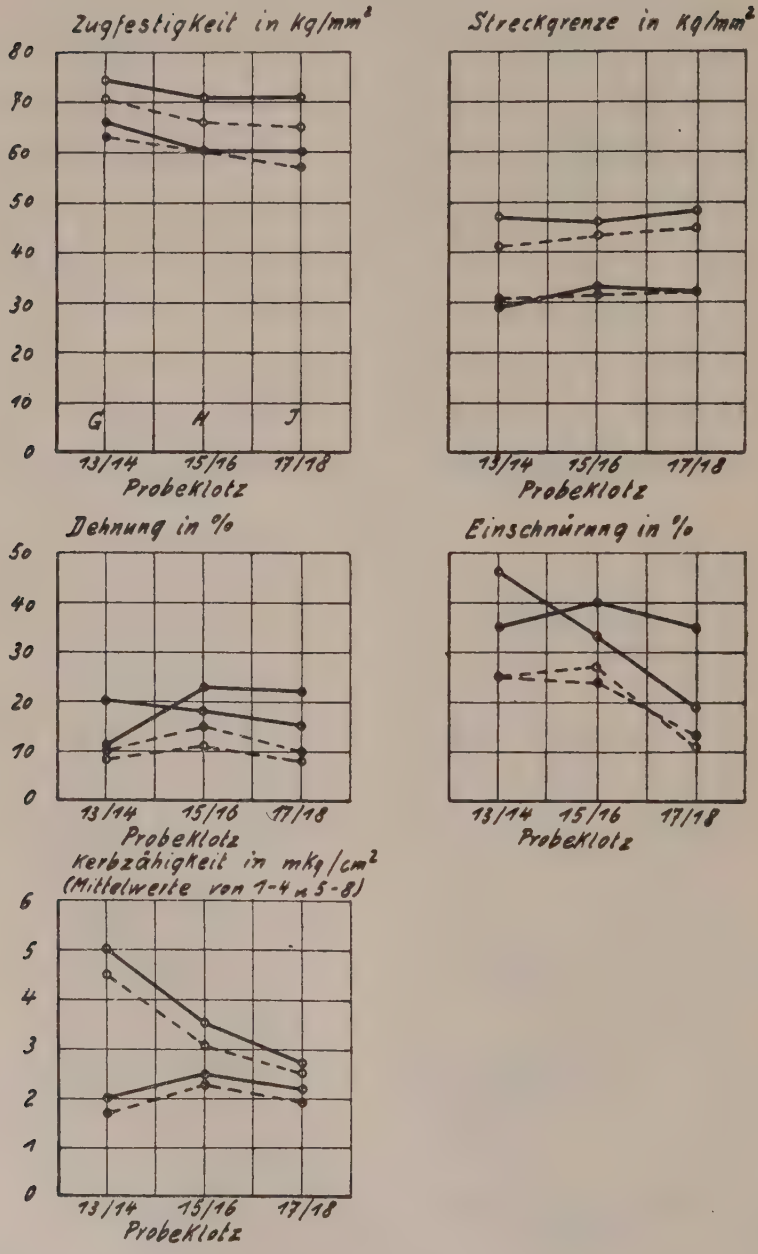


Abb 6 Festigkeitswerte der Stähle G-J (0,45C)



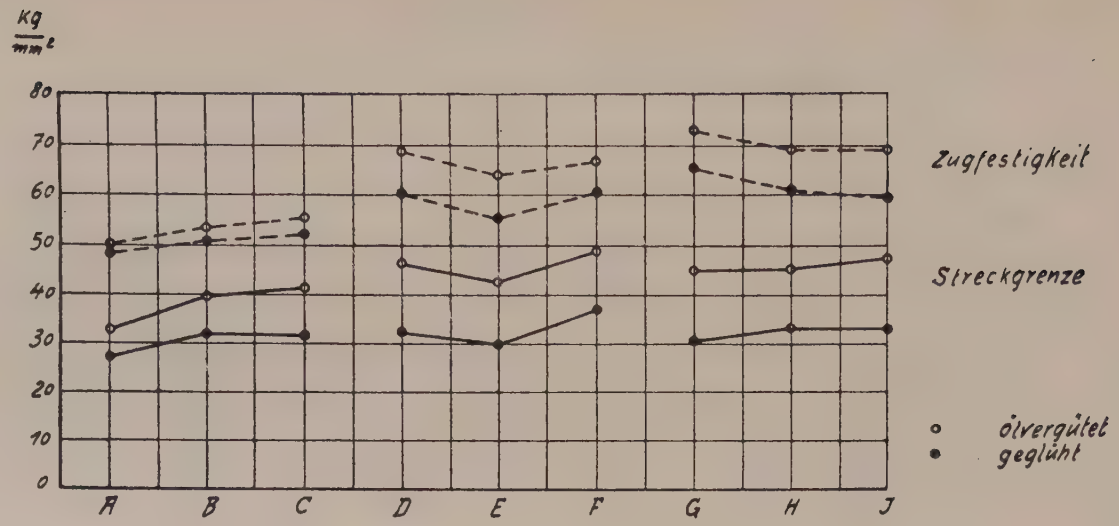
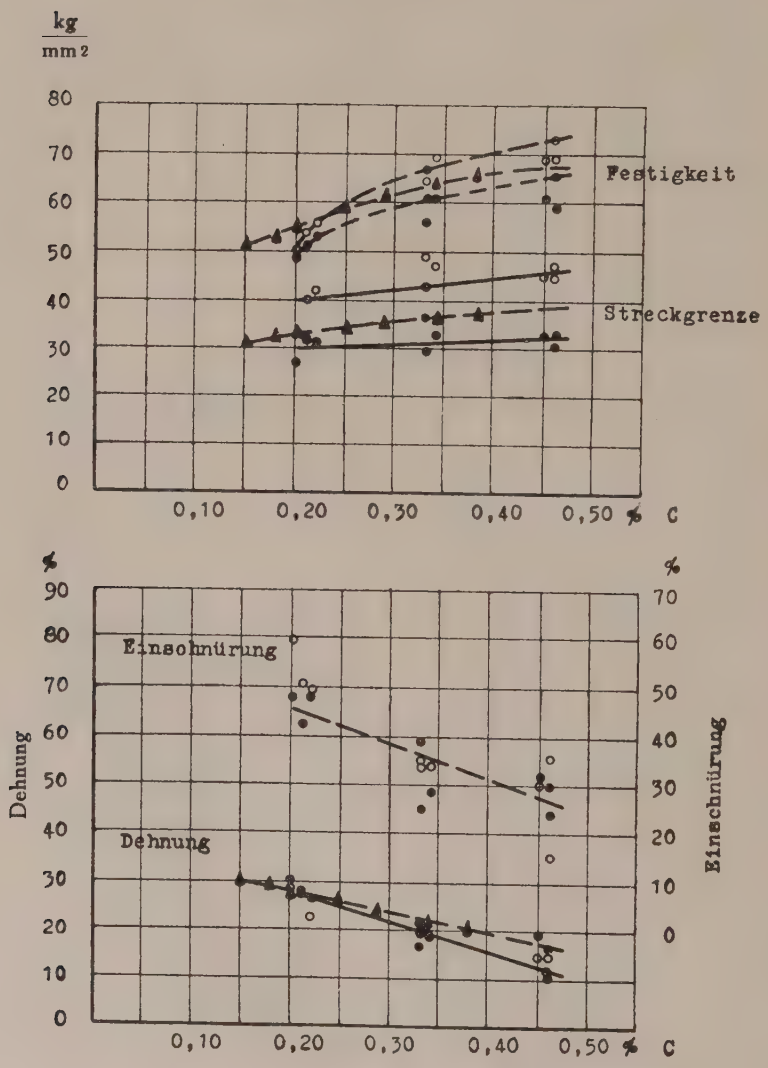


Abb. 7. Steigerung von Streckgrenze und Zugfestigkeit durch eine Oelvergütung für Stahl A—J (Mittelwerte).

Stahl A—C = 0,20 C = Stg. 45,81
Stahl D—F = 0,30 C = Stg. 52,81
Stahl G—J = 0,45 C = Stg. 60,81

Abb. 8. Abhängigkeit der Zugfestigkeit, Streckgrenze, Dehnung und Einschnürung vom C-Gehalt, für die C-Stähle A—J.
(Mittelwerte s. a. Zt. 2a—c).



○ vergütet; ● geglüht; ▲ Elektrostahlguß nach Knipp (41).

Abb. 9-14

Einzelwerte der Kerbschlagproben in mkg/cm².

● = geglüht = ungerade Zahlen der Probeklötze; —— = Nr. 1-4 = obere Probenreihe
○ = vergütet = gerade " " " " ---- = Nr. 5-8 = untere " "

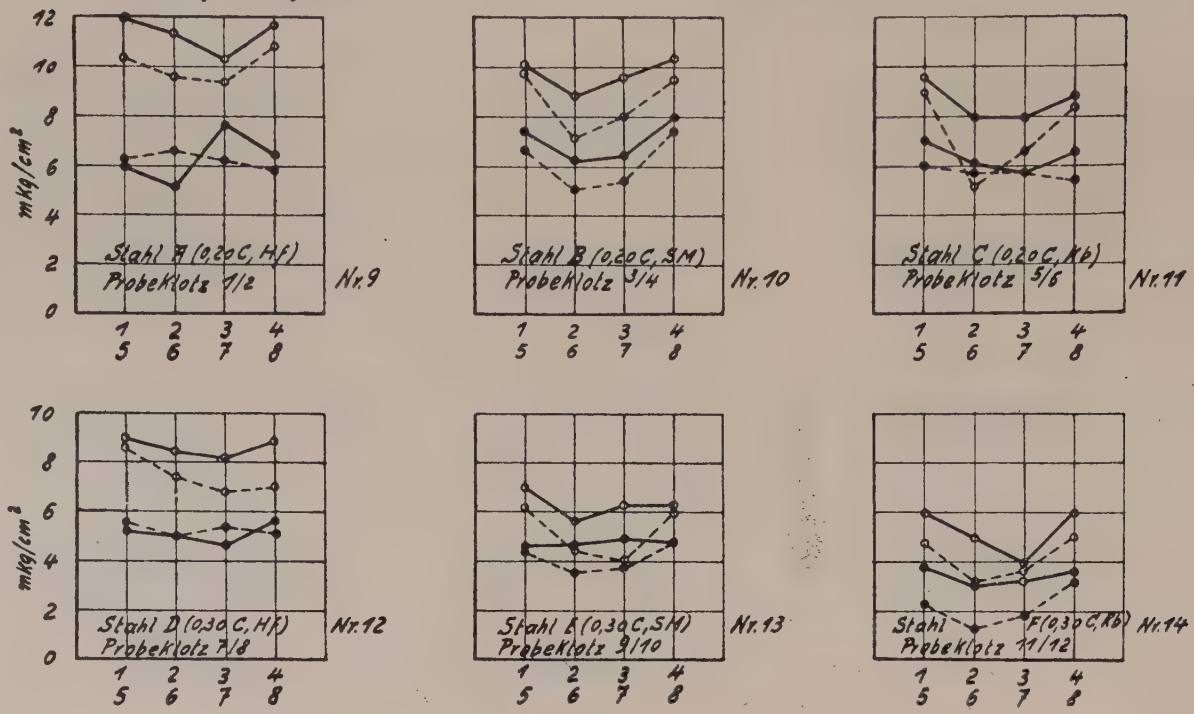


Abb. 15 - 20.

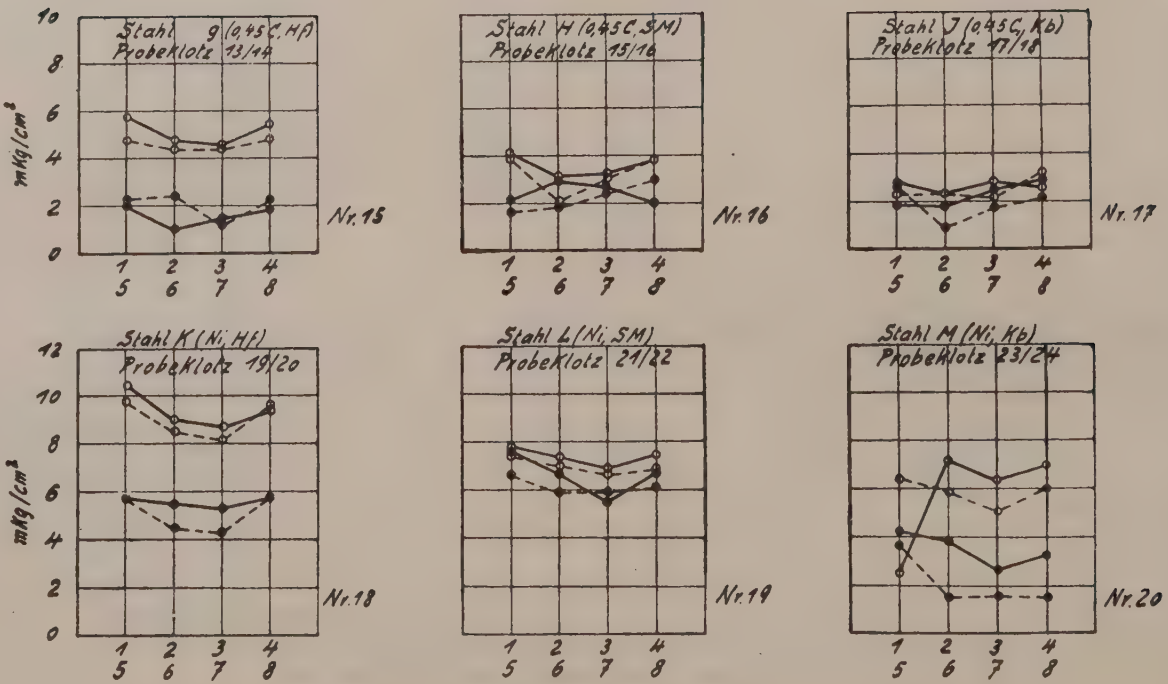

Stahl G (0,45 C, Hf)
Probeklotz 13/14
Nr. 15
Stahl H (0,45 C, SM)
Probeklotz 15/16
Nr. 16
Stahl J (0,45 C, Kb)
Probeklotz 17/18
Nr. 17
Stahl K (Ni, Hf)
Probeklotz 19/20
Nr. 18
Stahl L (Ni, SM)
Probeklotz 21/22
Nr. 19
Stahl M (Ni, Kb)
Probeklotz 23/24
Nr. 20
mKg/cm²
1 2 3 4
5 6 7 8

Abb. 21-23

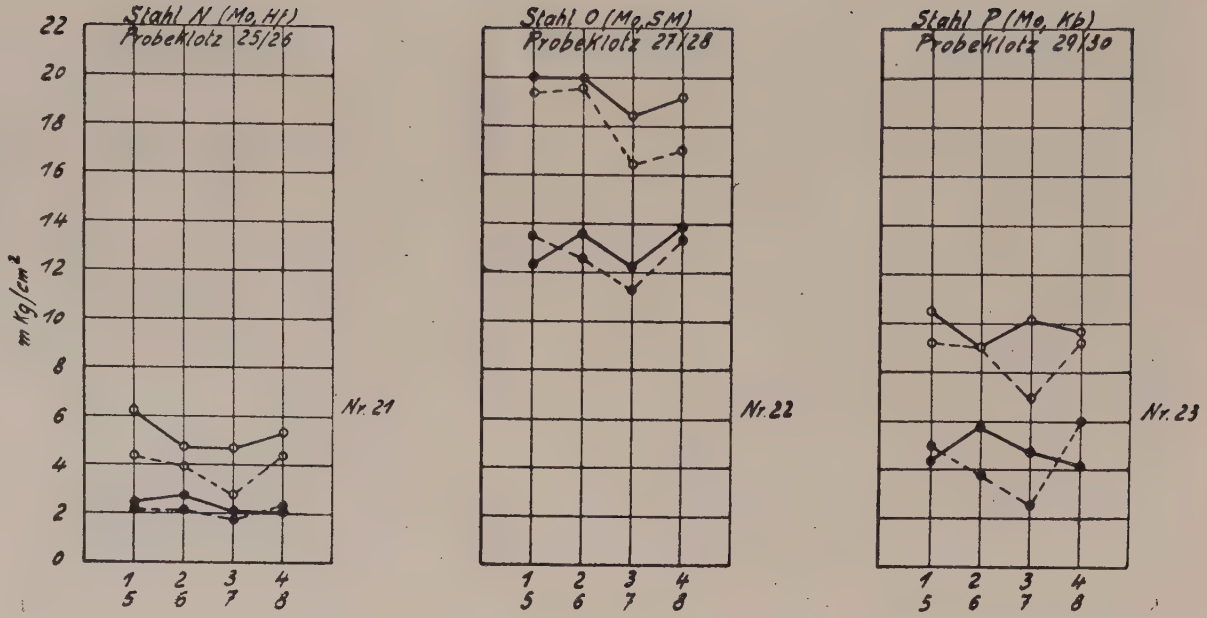

Stahl N (Mo, H(
Probeklotz 25/26
m Kg/cm²
22
20
18
16
14
12
10
8
6
4
2
0
1 2 3 4
5 6 7 8
Nr. 21
Stahl O (Mo, SM)
Probeklotz 27/28
1 2 3 4
5 6 7 8
Nr. 22
Stahl P (Mo, Kb)
Probeklotz 29/30
1 2 3 4
5 6 7 8
Nr. 23

Abb. 24 - 25.

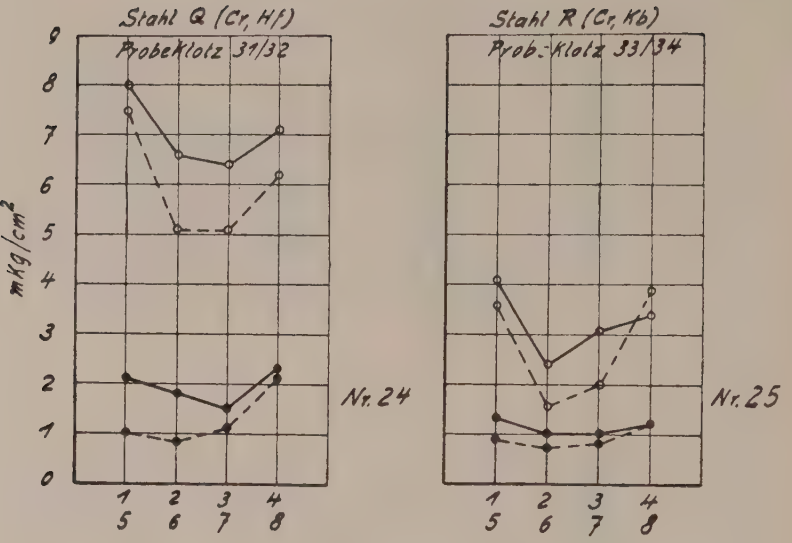
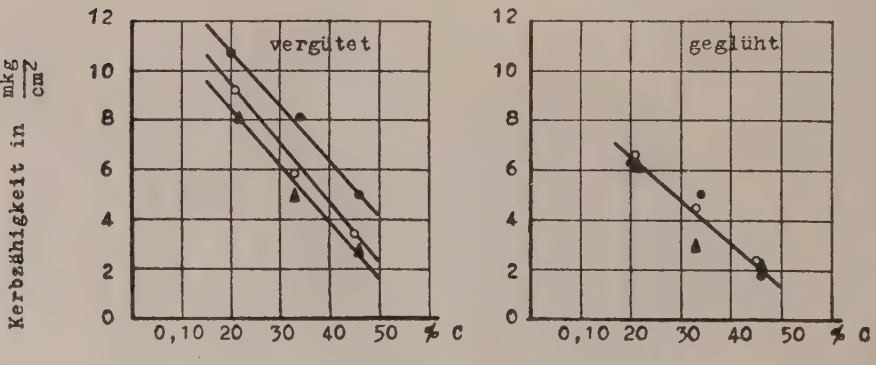


Abb. 26, 27. Abhängigkeit der Kerbzähigkeit vom C-Gehalt.
(Mittelwerte s. a. Zt. 4 a)



● = *Stahl A, D, G (Hf)*
○ = *Stahl B, E, H (SM)*
▲ = *Stahl C, F, I (Kb)*

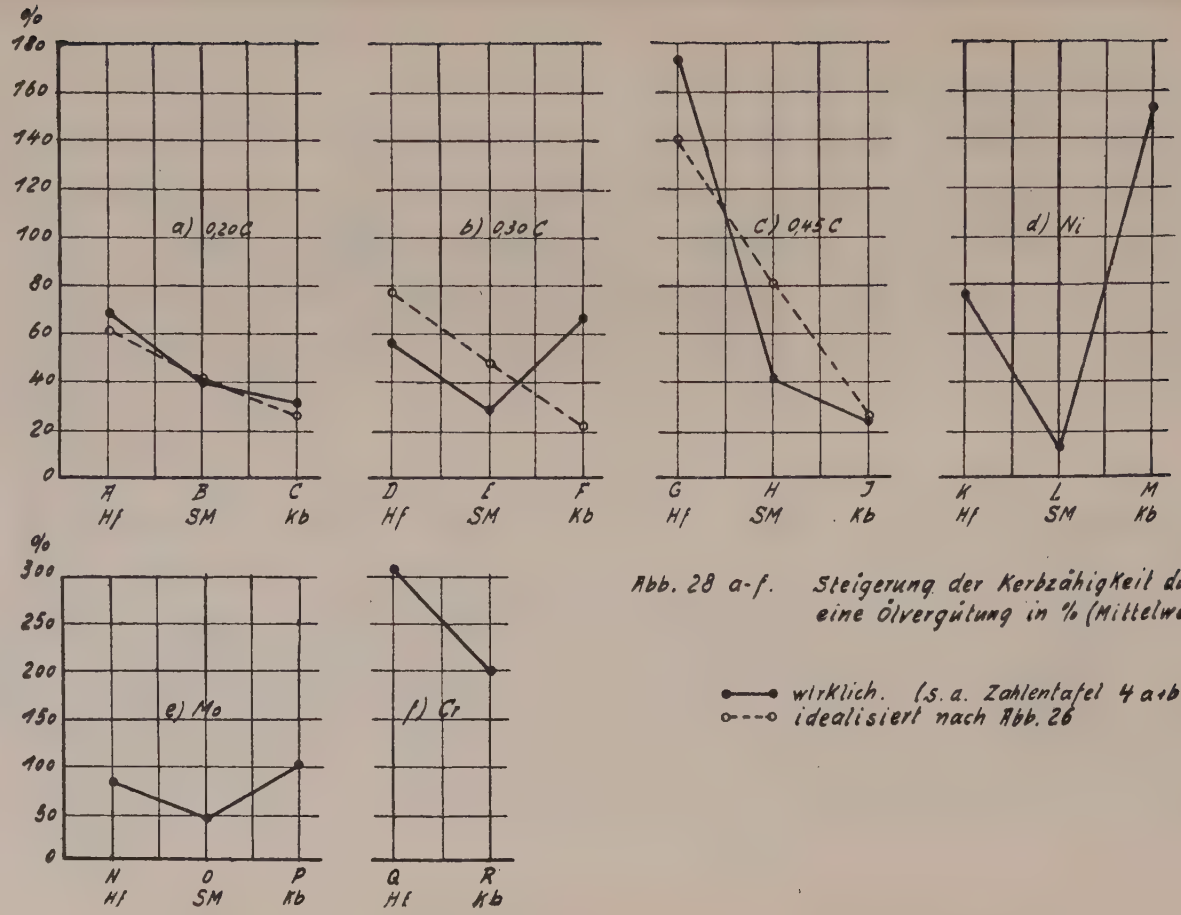


Abb. 28 a-f. Steigerung der Kerbzähigkeit durch eine Ölvergütung in % (Mittelwerte)

wirklich. (s.a. Zahlentafel 4 a+b)
idealisiert nach Abb. 26

Abb. 29 Festigkeitswerte der Stähle K-M (Ni).

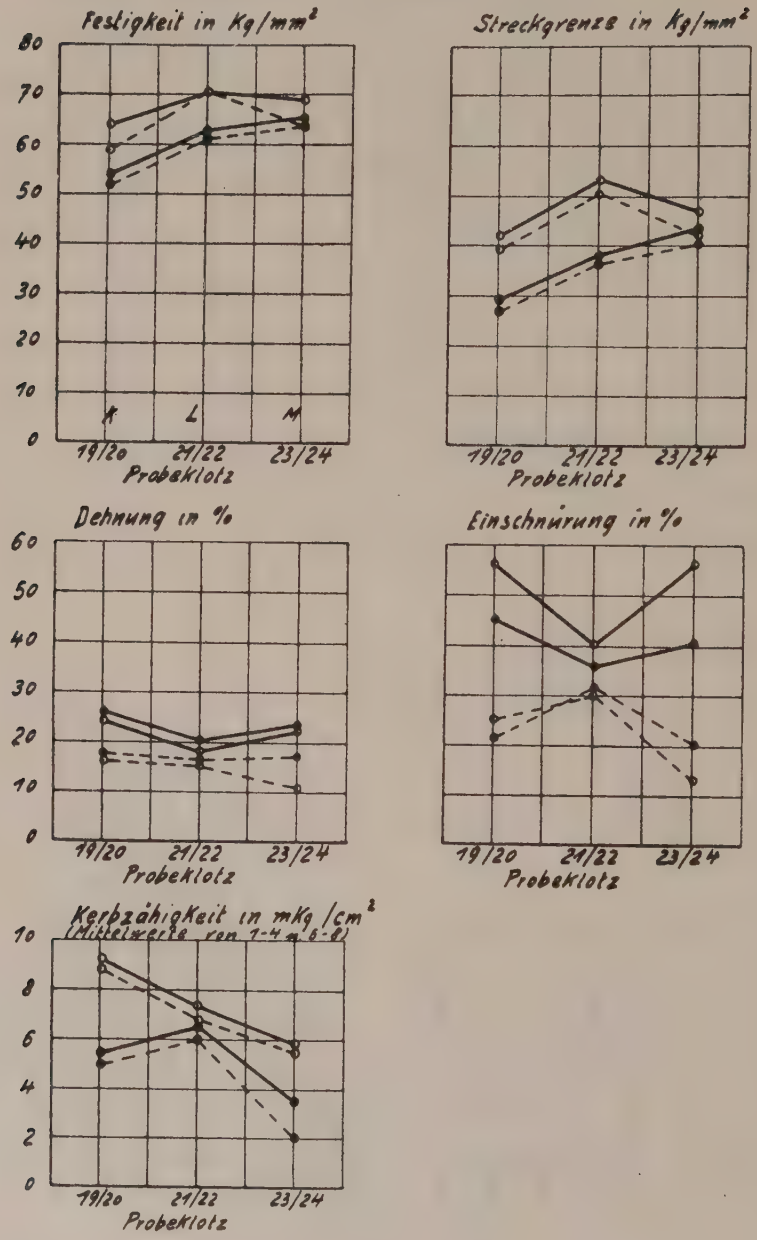


Abb. 30. Festigkeitswerte der Stähle N - P (Mo).

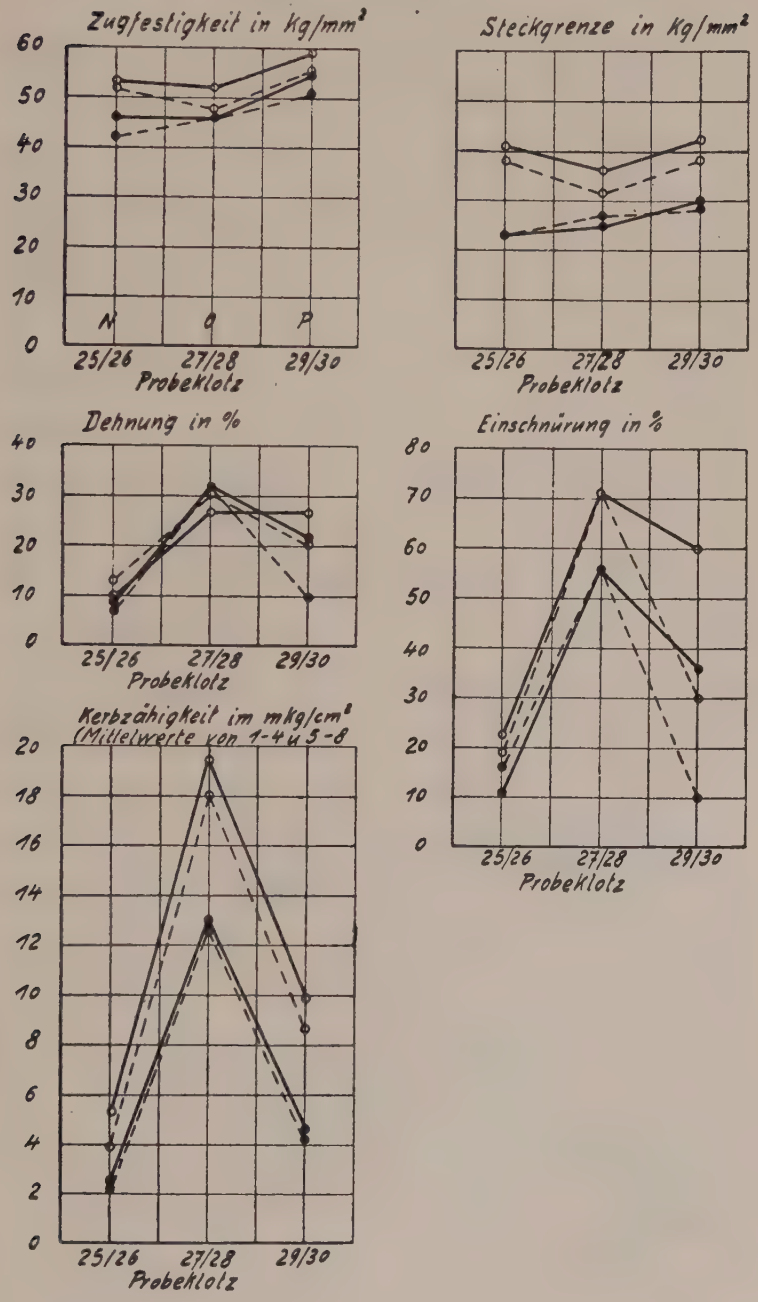


Abb. 31 Festigkeitswerte der Stähle Q-R (Cr).

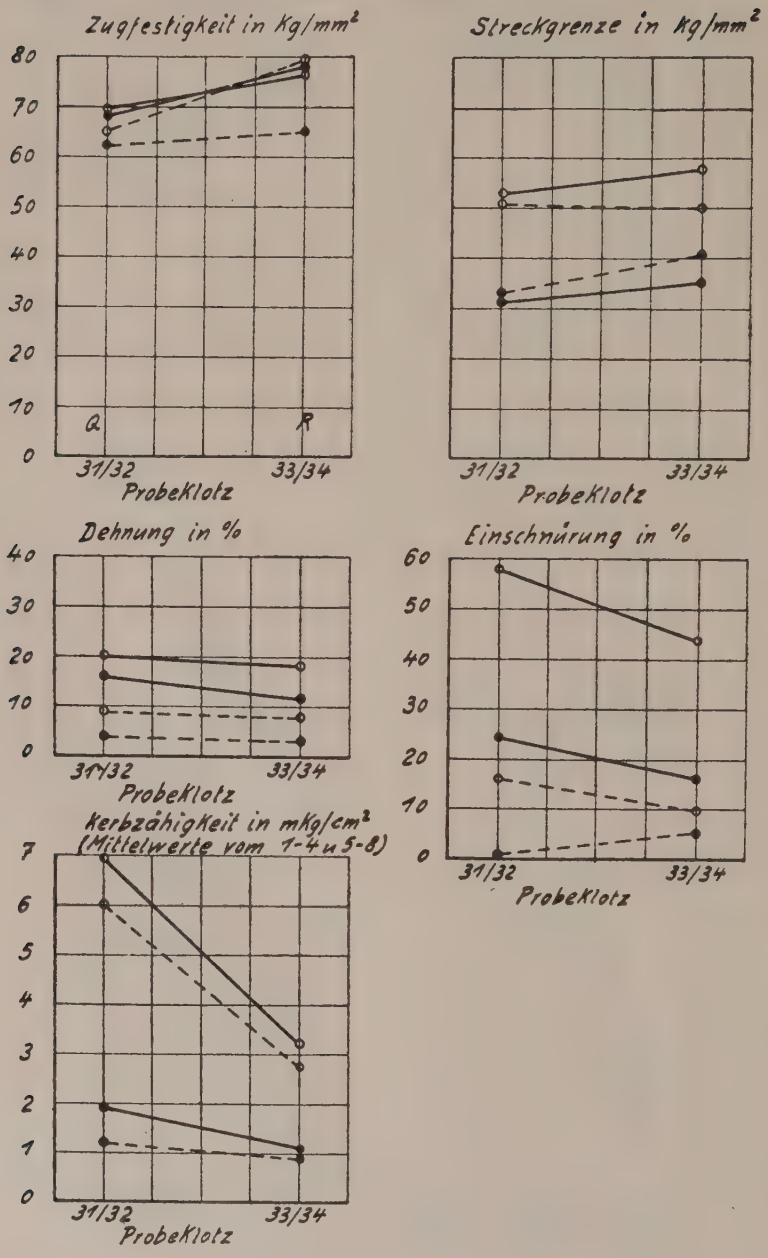
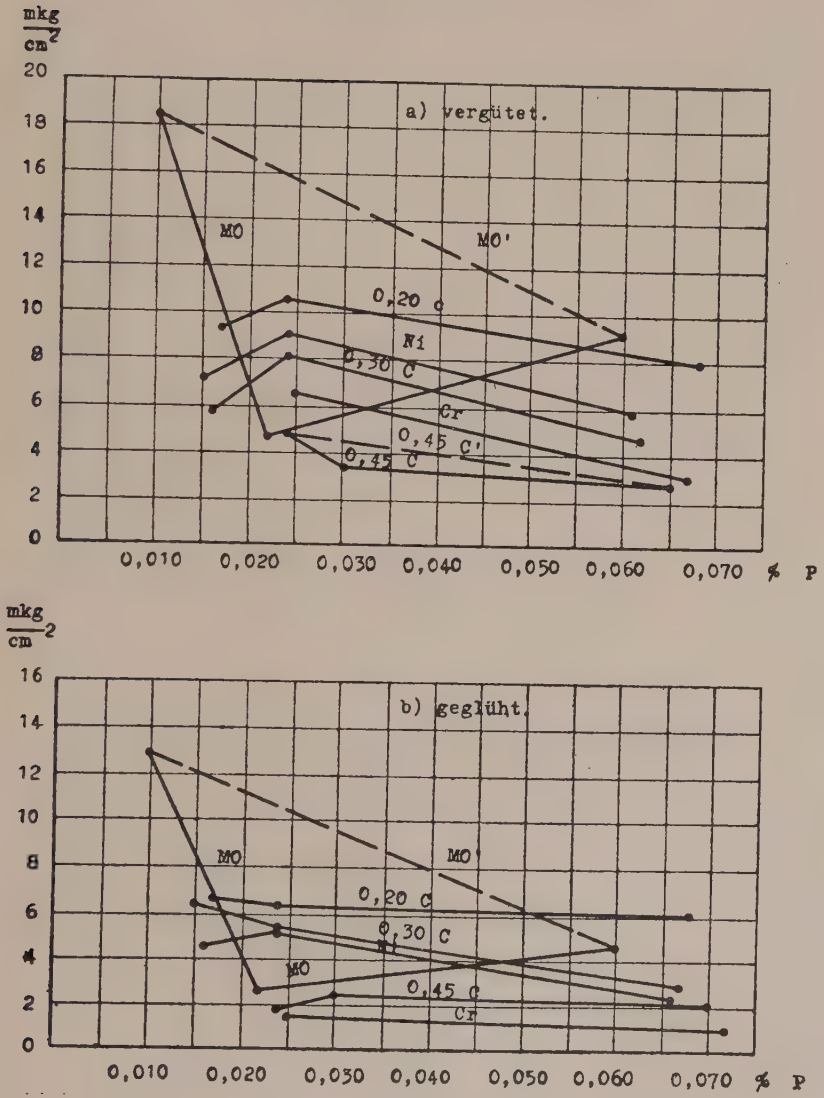


Abb. 32 a+b. Abhängigkeit der Kerbzähigkeit vom P-Gehalt.
(Mittelwerte 1—8)



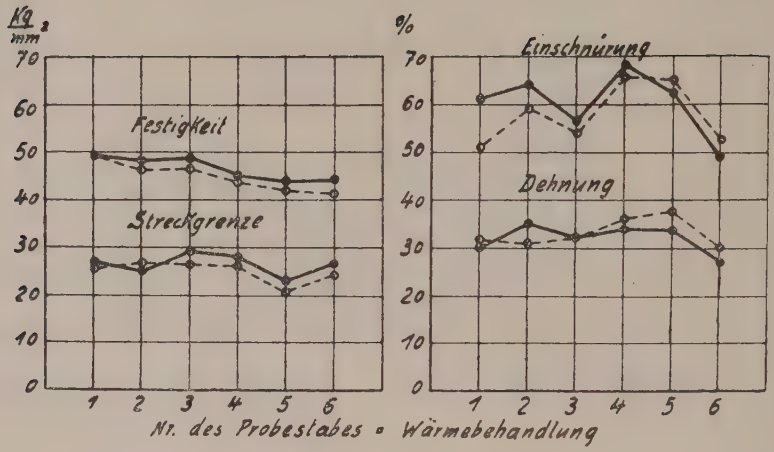


Abb. 33, 34. Aenderung der Festigkeitseigenschaften von Bessemerstahlguß mit 0,12% C u. 0,68% P bei verschiedenen Wärmebehandlungen.

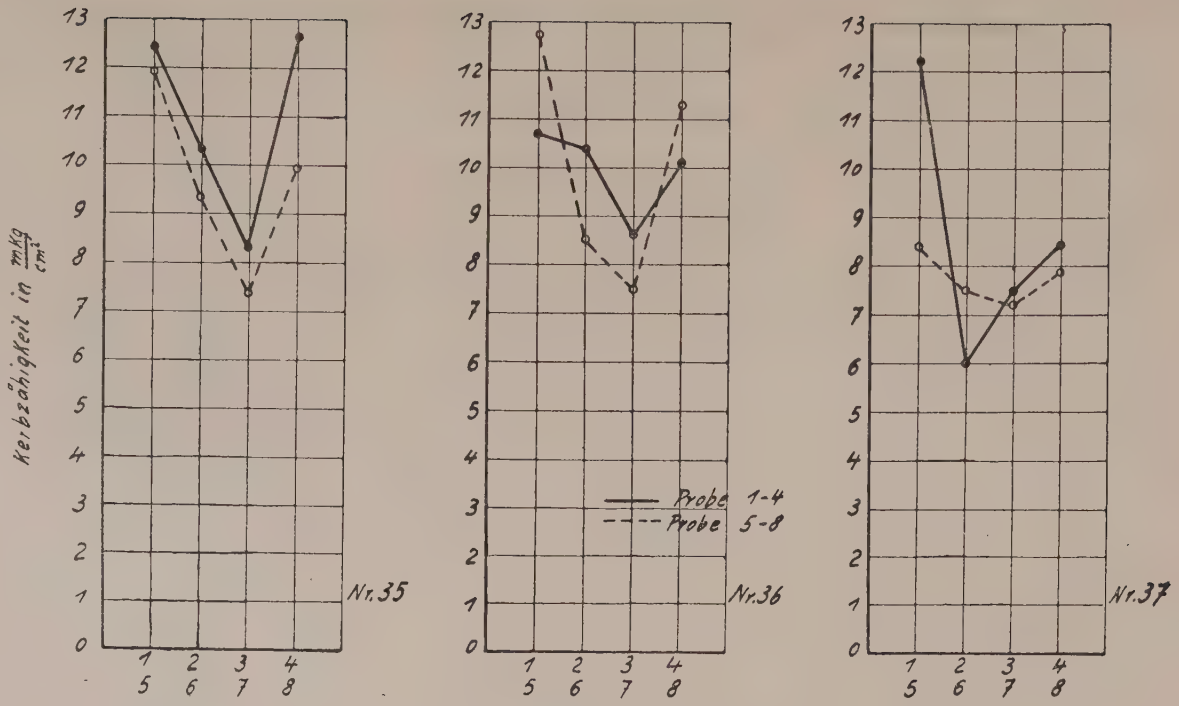
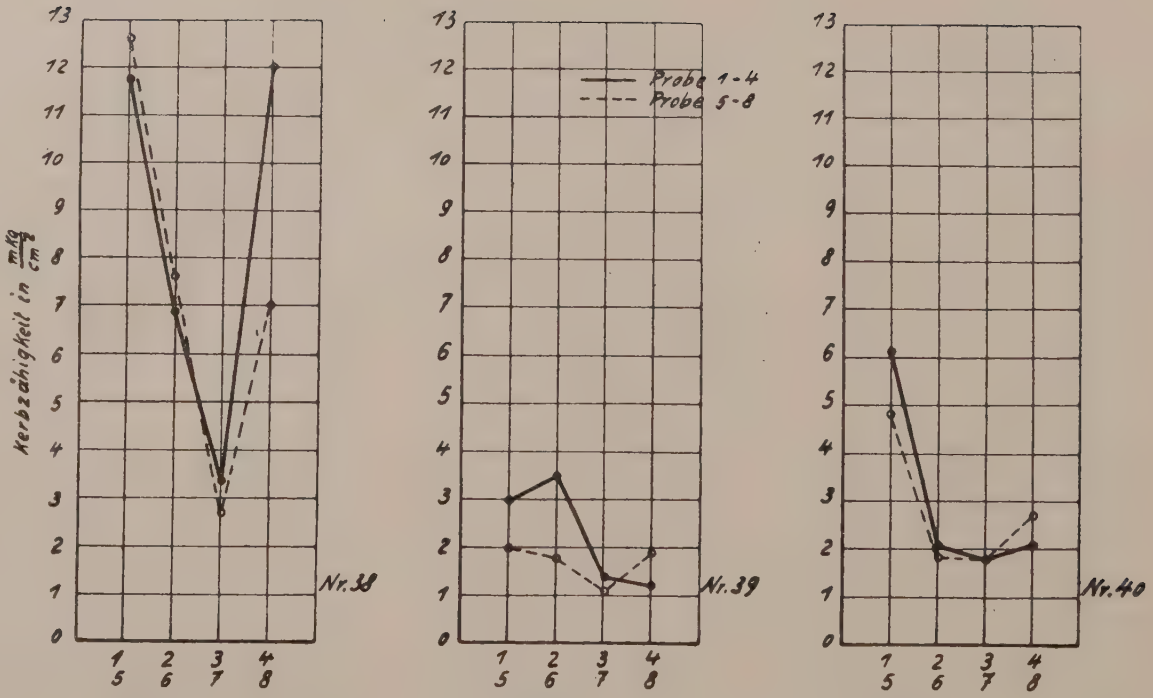


Abb. 35/37 Einzelwerte der Kerbschlagproben von Bessemerstahlguß mit 0,12 % C u. 0,68 % P.

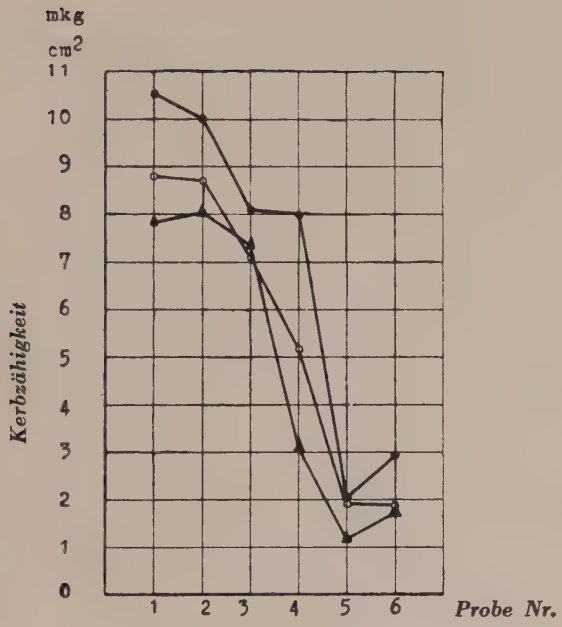


Probe 4
12^h 9300/Luft,
3^h 6500/Ofen.

Probe 5
12^h 9300/Ofen.

Probe 6
Gußzustand.

Abb. 38/40 Einzelwerte der Kerbschlagproben von Bessemerstahlguß mit 0,12 % C u. 0,068 % P.



● = *Mittelwert 1-8.* ○ = *Mittelwert 2, 3, 6, 7.* ▲ = *Mittelwert 3, 7.*

Abb. 41. Kerbzähigkeit von Kleinbessemerstahlguß mit 0,12% C und 0,068% P nach verschiedenen Wärmebehandlungen.

(S. a. Zahlentafel 6)

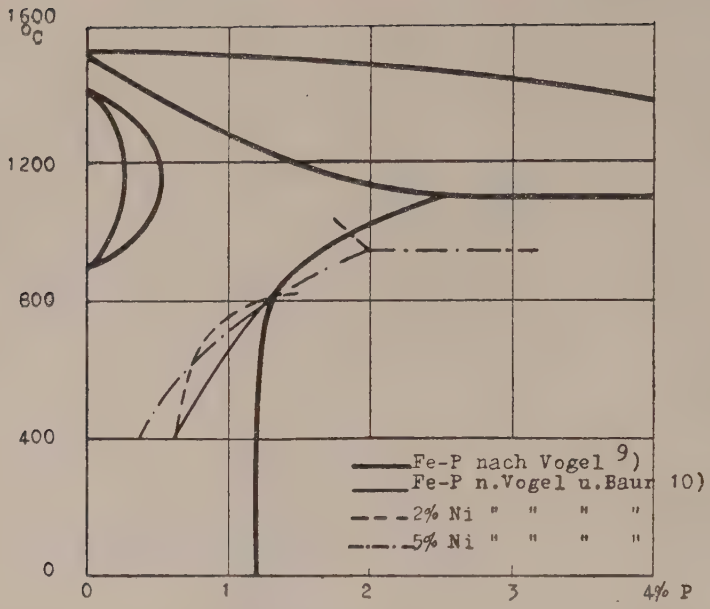


Abb. 42. Verlauf der Sättigungslinie für Fe_3P im - Eisen und der Schnitte durch die Löslichkeitsfläche für Fe_3P-Ni_3P-Mischkristalle bei 2 und 5% Ni (n. Bennek).

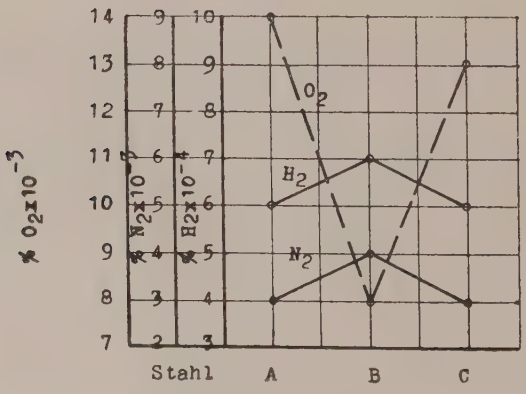


Abb. 43. Gasgehalt der Stähle A—C.

Abb. 44. Abhängigkeit der Kerbzähigkeit von RE-Einsatz der vergüteten Stähle A—R.
(Mittelwerte 1—8)

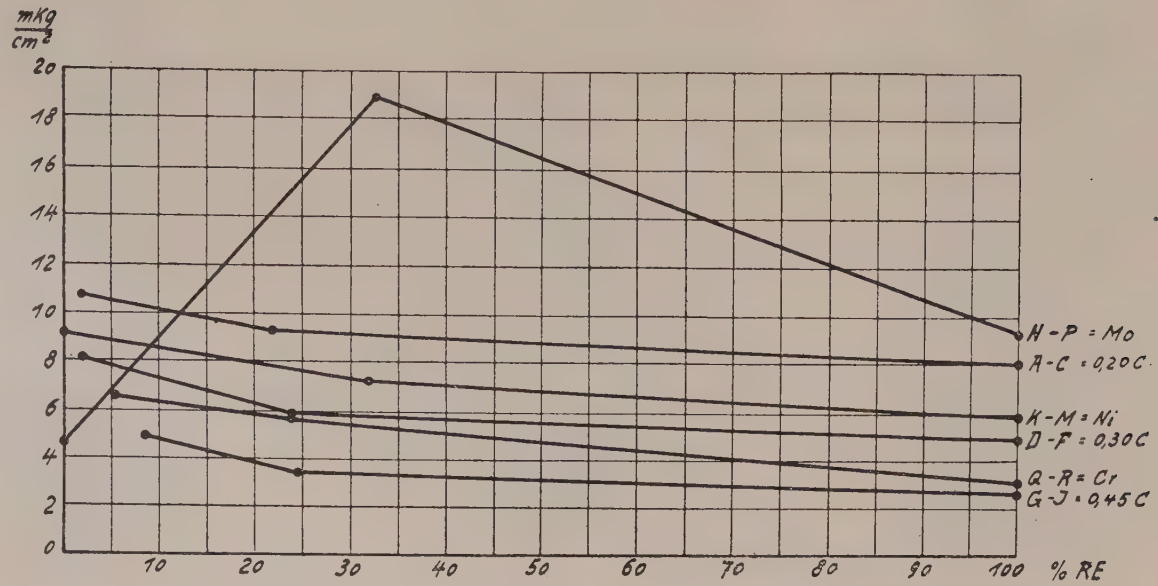
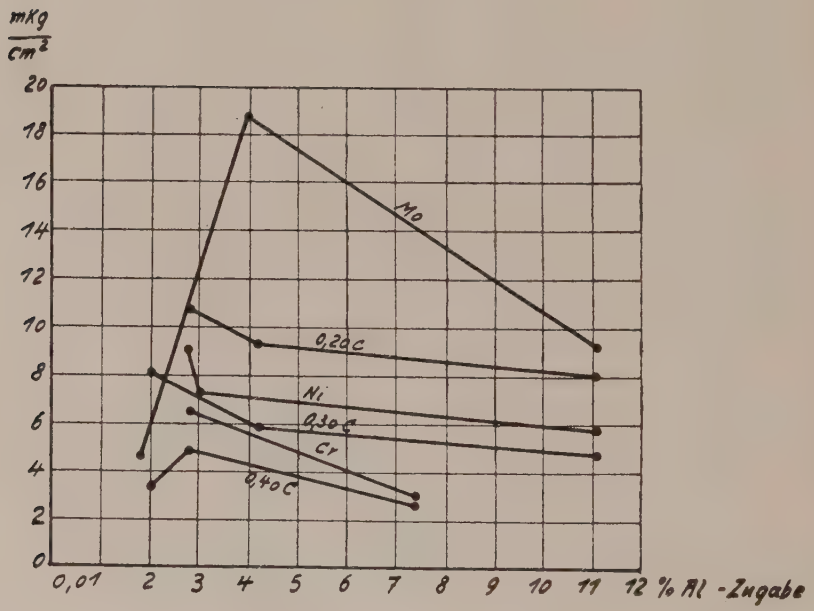


Abb. 45. Abhängigkeit der Kerbzähigkeit von Al-Zusatz für die vergüteten Stähle A—R.

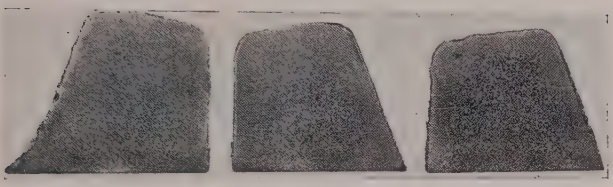
(Mittelwerte 1—8)



Schliffbild 1—3.

Primärstruktur der Stähle A—C.

Gußzustand, nat. Größe, Aetzung: Reag. n, Oberhoffer.



Nr. 1. Stahl A (0,20 C, Hf)

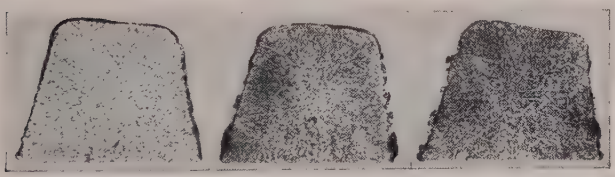
Nr. 2. Stahl B (0,20 C, SM)

Nr. 3. Stahl C (0,20 C, Kb)

Schliffbild 4—6.

Schwefelabdruck n. Baumann v. Stahl G—I.

Gußzustand, nat. Größe.



Nr. 4. Stahl G (0,45 C, Hf)

Nr. 5. Stahl H (0,45 C, SM)

Nr. 6. Stahl I (0,45 C, Kb)

Schliffbild 7—9.

Schwefelabdruck n. Baumann v. Stahl N—P.

Gußzustand, nat. Größe.

Nr. 7. Stahl N (Mo, Hf)

Nr. 8. Stahl O (Mo, SM)

Nr. 9. Stahl P (Mo, Kb)

Schliffbild 10—12.

Menge und Größe der Einschlüsse v. Stahl D—F.

Gußzustand, Vergr. 50×, Schliffe poliert.

Nr. 10. Stahl D (0,30 C, Hf)

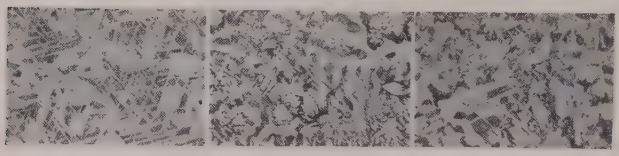
Nr. 11. Stahl E (0,30 C, SM)

Nr. 12. Stahl F (0,30 C, Kb)

Schliffbild 13—15.

Gefüge der Stähle A—C im Gußzustand.

Vergr. 50×, Aetzung: 3% alkoh. Salpetersäure.



Nr. 13. Stahl A (0,20 C, Hf)

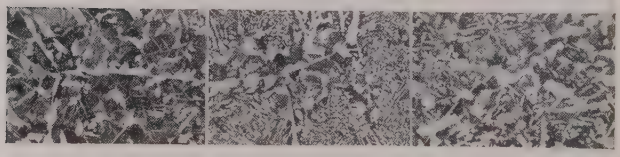
Nr. 14. Stahl B (0,20 C, SM)

Nr. 15. Stahl C (0,20 C, Kb)

Schliffbild 16—18.

Gefüge der Stähle D—E im Gußzustand.

Vergr. 50×, Aetzung: 3% alkoh. Salpetersäure.



Nr. 16. Stahl D (0,30 C, Hf)

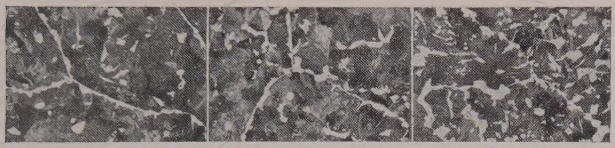
Nr. 17. Stahl E (0,30 C, SM)

Nr. 18. Stahl F (0,30 C, Kb)

Schliffbild 19—21.

Gefüge der Stähle G—I im Gußzustand.

Vergr. 50 ×. Aetzung 3 % alkoh. Salpetersäure.



Nr. 19. Stahl G (0,45 C, Hf) *Nr. 20. Stahl H (0,45 C, SM)* *Nr. 21. Stahl I (0,45 C, Kb)*

Schliffbild 22—24.

Gefüge der Stähle N—P im Gußzustand.

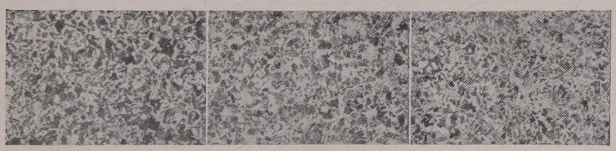
Vergr. 50 ×. Aetzung: 3 % alkoh. Salpesersäure.

Nr. 22. Stahl N (Mo, Hf) *Nr. 23. Stahl O (Mo, SM)* *Nr. 24. Stahl P (Mo, Kb)*

Schliffbild 25—27.

Gefüge der Stähle D—F geglüht.

Verg. 50 ×. Aetzung: 3 % alkoh. Salpetersäure.

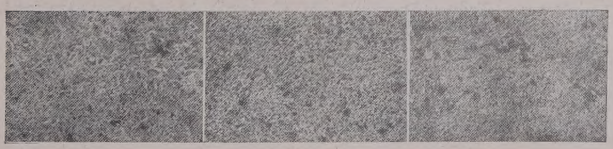


Nr. 25. Stahl D (0,30 C, Hf) *Nr. 26. Stahl E (0,30 C, SM)* *Nr. 27. Stahl F (0,30 C, Kb)*

Schliffbild 28—30.

Gefüge der Stähle A—C ölvergütet.

Vergr. 50 ×. Aetzung: 3 % alkoh. Salpetersäure.

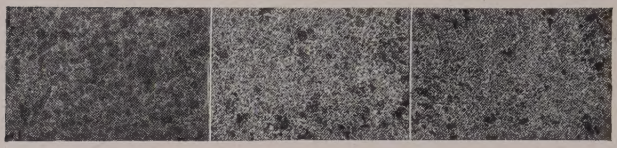


Nr. 28. Stahl A (0,20 C, Hf) *Nr. 29. Stahl B (0,20 C, SM)* *Nr. 30. Stahl C (0,20 C, Kb)*

Schliffbild 31—33.

Gefüge der Stähle D—F ölvergütet.

Vergr. 50×. Aetzung: 3% alkoh. Salpetersäure.



Nr. 31. Stahl D (0,30 C, Hf)

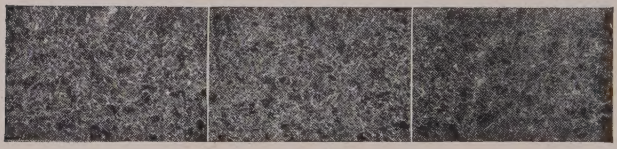
Nr. 32. Stahl E (0,30 C, SM)

Nr. 33. Stahl F (0,30 C, Kb)

Schliffbild 34—36.

Gefüge der Stähle G—I ölvergütet.

Vergr. 50×. Aetzung: 3% alkoh. Salpetersäure.



Nr. 34. Stahl G (0,45 C, Hf)

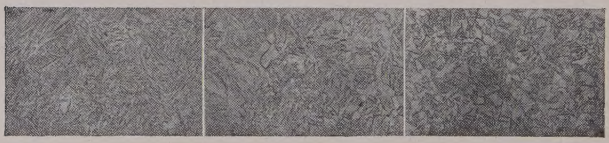
Nr. 35. Stahl H (0,45 C, SM)

Nr. 36. Stahl I (0,45 C, Kb)

Schliffbild 37—39.

Gefüge der Stähle N—P ölvergütet.

Vergr. 200×. Aetzung: 3% alkoh. Salpetersäure.



Nr. 37. Stahl N (Mo, Hf)

Nr. 38. Stahl O (Mo, SM)

Nr. 39. Stahl P (Mo, Kb)